

INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E TECNOLOGIA DE SANTA  
CATARINA

GUILHERME MOLINARI

LEANDRO SCHROEDER SCHWABE

MARCOS ROBERTO MORACHIK AMANCIO

ANÁLISE QUÍMICA E MICROESTRUTURAL DE POSTIÇO À BASE DE COBRE  
UTILIZADO EM MOLDE DE FUNDIÇÃO DE LATÃO

Joinville

11 de agosto de 2021

GUILHERME MOLINARI  
LEANDRO SCHROEDER SCHWABE  
MARCOS ROBERTO MORACHIK AMANCIO

ANÁLISE QUÍMICA E MICROESTRUTURAL DE POSTIÇO À BASE DE COBRE  
UTILIZADO EM MOLDE DE FUNDIÇÃO DE LATÃO

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Bacharelado em Engenharia Mecânica do Campus Joinville do Instituto Federal de Santa Catarina para a obtenção do diploma de Engenheiro Mecânico

Orientador: Anael Preman  
Krelling

Joinville  
11 de agosto de 2021

Molinari, Guilherme.

Análise química e microestrutural de postigo à base de cobre utilizado em molde de fundição de latão / Guilherme Molinari, Leandro Schroeder Schwabe, Marcos Roberto Morachick Amancio. – Joinville, SC, 2021.

122 p.

Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação) - Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia de Santa Catarina, Curso de Bacharelado em Engenharia Mecânica, Joinville, 2021.

GUILHERME MOLINARI  
LEANDRO SCHROEDER SCHWABE  
MARCOS ROBERTO MORACHIK AMANCIO

ANÁLISE QUÍMICA E MICROESTRUTURAL DE POSTIÇO À BASE DE COBRE  
UTILIZADO EM MOLDE DE FUNDIÇÃO DE LATÃO

Este trabalho foi julgado adequado para obtenção do título em Engenheiro Mecânico,  
pelo Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de Santa Catarina, e  
aprovado na sua forma final pela comissão avaliadora abaixo indicada.

Joinville, 11 de agosto de 2021

---

Prof. Dr. Anael Preman Krelling  
Orientador  
Instituto Federal de Santa Catarina

---

Me. Alex Sandro Bigaton Perrony  
Convidado  
Docol Indústria e Comércio Ltda

---

Prof. Dr. Charles Sóstenes Assunção  
Convidado  
Instituto Federal de Santa Catarina

## **AGRADECIMENTOS**

Agradecemos ao nosso orientador Dr. Anael Krelling por aceitar conduzir nosso trabalho de pesquisa. A todos os nossos professores do curso de Bacharelado em Engenharia Mecânica do Instituto Federal de Santa Catarina, campus Joinville, pela excelência e dedicação ao lecionar cada uma das matérias do curso. Aos nossos pais e cônjuges que sempre estiveram ao nosso lado nos apoiando ao longo de toda trajetória. Por fim, agradecemos à empresa onde o estudo foi realizado, ao Instituto Federal de Santa Catarina, a Universidade do Estado de Santa Catarina e ao Laboratório de Tecnologia e Caracterização Mecânica do SENAI de Joinville, por disponibilizar suas instalações para execução dos ensaios de laboratório.

“Trabalhe duro e em silêncio.  
Deixe que seu sucesso faça o barulho”

*Dale Carnegie*

## RESUMO

Processos de fundição por baixa pressão são largamente utilizados na indústria de metais sanitários por possuírem elevada eficiência e precisão. O objetivo deste trabalho é demonstrar a alteração da composição química do postigo de cobre utilizado em molde de fundição de latão e estudar a causa deste fenômeno, bem como a influência dessa alteração no processo de fundição do componente. Para isso foram caracterizados os materiais do postigo de cobre e da peça fundida de latão, por meio dos ensaios de espectrometria de emissão óptica, microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, espectroscopia por energia dispersiva e difração por raio X. Esta caracterização em conjunto com a avaliação da topografia por meio da microscopia confocal e da análise do perfil de microdureza do postigo, colaborou para comprovação da hipótese de que a camada amarela na superfície do postigo se trata de latão formado pela difusão de Zn na matriz de Cu. Para demonstrar os efeitos da formação da camada de latão na superfície do postigo, foi apresentada simulação CAD/CAE considerando o material do postigo como liga de latão com composição similar à encontrada na caracterização. Com a simulação se constatou retardamento da solidificação do material na região do postigo, em função da menor condutividade térmica do latão comparada ao cobre. Isto colabora para o aprisionamento de gases gerados pelos núcleos de areia durante o processo de enchimento e solidificação da peça. A estimativa de troca do postigo se mostrou condizente com a prática, todavia, é necessário um estudo mais aprofundado para estimativa do coeficiente de difusão no processo.

Palavras-Chave: Difusão, Fundição, Cobre, Latão, Zinco.

## **ABSTRACT**

Low pressure casting processes are widely used in the metal sanitary industry because of their high efficiency and precision. The objective of this work is to demonstrate the change in the chemical composition of the copper insert used in a brass casting mold and to study this phenomenon, as well as the influence of this change in the component casting process. For this purpose, the materials of the copper insert and the brass casting were characterized by optical emission spectrometry, optical microscopy, scanning electron microscopy, energy dispersive spectroscopy and X-ray diffraction tests. The evaluation of the topography through confocal microscopy and the analysis of the insert, helped to prove the hypothesis that the yellow layer on the insert surface is made of brass formed by the diffusion of Zn in the Cu matrix. To demonstrate the effects of the formation of the brass layer on the surface of the insert, a CAD/CAE simulation was made considering the material of the insert as a brass alloy with a composition similar to that found in the characterization. The simulation showed a delay in the solidification of the material in the region of the insert, due to the lower thermal conductivity of brass compared to copper. This contributes to the entrapment of gases generated by the sand cores during the filling and solidification process of the piece. The estimate of replacement of the insert proved to be in line with practice, however, a more in-depth study is needed to estimate the diffusion coefficient in the process.

Keywords: Diffusion, Casting, Copper, Brass, Zinc.



## LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama de fases Cu x Zn .....	18
Figura 2 - Postiço estudado.....	19
Figura 3 - Esquema de equipamento de fundição por baixa pressão .....	21
Figura 4 - Curva de pressão típica de fundição sob baixa pressão .....	22
Figura 5 - Diagrama esquemático dos diferentes processos físicos envolvidos na formação de micro rechupes .....	24
Figura 6 - Micro rechupe em ferro fundido nodular .....	25
Figura 7 - Rechupe.....	26
Figura 8 - Exemplo de ponto quente .....	26
Figura 9 - Solidificação e formação de rechupe .....	27
Figura 10 - Ilustração dos três regimes de contração .....	27
Figura 11 - Trinca a quente.....	30
Figura 12 - Cu 99% atacado com cloreto férrico com ampliação de 100x .....	33
Figura 13 - Comparação de resistência à tração e condutividade elétrica para diferentes ligas de cobre .....	35
Figura 14 - Diagrama de fase binária cobre-cromo (Cu-Cr) .....	38
Figura 15 - Diagrama de fases Cu-Zn .....	41
Figura 16 - Micrografia de campo claro por luz refletida mostrando a estrutura de fases $\alpha$ e $\beta$ das barras de latão .....	42
Figura 17 - Micrografia eletrônica de varredura mostrando a estrutura de fases das barras de latão. ....	44
Figura 18 - Curvas tensão-deformação para liga de latão CuZn37 e taxa de deformação de $0,01s^{-1}$ .....	47
Figura 19 - Representação do processo de difusão entre um par de metais .....	52
Figura 20 - Mecanismos de difusão por troca direta (a) de anel (b) e por lacunas (c) .....	53
Figura 21 - Mecanismos de difusão por lacuna e intersticial .....	54
Figura 22 - Gráfico de energia consumida em função da posição do átomo para os mecanismos de difusão substitucional e Intersticial .....	56
Figura 23 - Representação do fluxo de difusão por unidade de área .....	57
Figura 24 - Variação da concentração $\Delta c$ do átomo A ao longo da distância $\Delta x$ .....	58
Figura 25 - Difusão de átomos na superfície de um material .....	59
Figura 26 - Argumentos e os correspondentes valores da função erro .....	60

Figura 27 - Dependência do coeficiente de difusão $D$ com o recíproco da temperatura absoluta em metais e cerâmicas.....	62
Figura 28 - Aumento da energia de ativação conforme elevação do ponto de fusão do metal .....	64
Figura 29 - Relação postigo x peça .....	65
Figura 30 - Corte do postigo de cobre e amostra do postigo embutida .....	66
Figura 31 - Coquilha de cobre cromo .....	67
Figura 32 - Corte peça de latão.....	68
Figura 33 - Sentido de medição da camada difundida .....	70
Figura 34 - Região de corte do postigo .....	71
Figura 35 - Região do topo do postigo .....	71
Figura 36 - Regiões avaliadas no ensaio de microscopia confocal.....	72
Figura 37 – Sentido das medições de microdureza .....	73
Figura 38 - Parâmetros gerais.....	75
Figura 39 - Curva Lambda.....	76
Figura 40 - Curva Rho.....	77
Figura 41 - Curva CP .....	78
Figura 42 - Coeficiente de transferência térmica da solução de grafite.....	79
Figura 43 - Curva de pressão utilizada na simulação CAD/CAE.....	80
Figura 44 - Fotomicrografia da amostra de latão.....	83
Figura 45 - Fotomicrografia do postigo de cobre .....	84
Figura 46 - Medição da camada amarela do postigo – região mais afetada .....	85
Figura 47 - Medição da camada amarela do postigo – região menos afetada .....	86
Figura 48 – Mapeamento EDS da região do topo do postigo de cobre .....	87
Figura 49 - Identificação dos pontos do Mapeamento EDS da região do topo do postigo de cobre .....	88
Figura 50 - Difratograma de raio-X do postigo de cobre.....	89
Figura 51 - Perfil de microdureza do postigo .....	90
Figura 52 - Varredura das superfícies da amostra 1. À esquerda a região lateral (L), ao centro a região do topo (T), e a direita a região inferior do postigo (I).....	91
Figura 53 - Varredura das superfícies da amostra 2. À esquerda a região lateral (L), ao centro a região do topo (T), e a direita a região inferior do postigo (I).....	92
Figura 54 - Áreas de interesse da amostra 1 para a caracterização da topografia da superfície. À esquerda a região lateral (L), ao centro a região do topo (T), e a direita	

a região inferior do postigo (I).....	92
Figura 55 - Áreas de interesse da amostra 2 para a caracterização da topografia da superfície. À esquerda a região superior e à direita a região inferior do postigo .....	93
Figura 56 - Perfil das asperezas em três dimensões obtidas na amostra 1 .....	93
Figura 57 - Perfil das asperezas em três dimensões obtidas na amostra 2 .....	94
Figura 58 - Perfil de rugosidade em duas dimensões obtidas na amostra 1 .....	96
Figura 59 - Perfil de rugosidade em duas dimensões obtidas na amostra 2 .....	97
Figura 60 - Temperatura da coquilha no início do enchimento da peça .....	98
Figura 61 - Temperatura da coquilha no final do enchimento da peça .....	99
Figura 62 - Ilustração da posição de análise das cavidades .....	100
Figura 63 - Temperatura ao final do enchimento da peça .....	101
Figura 64 - Temperatura da peça na região do postigo V1 .....	102
Figura 65 - Gases liberados durante enchimento e solidificação da peça .....	103
Figura 66 - Taxa de evolução de gás de diversos ligantes durante o tempo .....	104
Figura 67 - Solidificação da peça .....	105
Figura 68 - Vista em corte da relação postigo e peça com defeito .....	106

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Propriedades do cobre .....	32
Tabela 2 - Temperaturas de vazamento para ligas de cobre .....	34
Tabela 3 - Numeração de identificação da classificação das principais ligas de cobre .....	36
Tabela 4 - Composição química das principais ligas de cobre .....	37
Tabela 5 - Propriedade das ligas de moldes de injeção .....	38
Tabela 6 - Apresentação da tonalidade da liga de latão em função da quantidade de Zn .....	43
Tabela 7 - Propriedades Mecânicas das Principais Ligas de Latão.....	46
Tabela 8 - Principais propriedades físicas dos latões.....	48
Tabela 9 - Cronologia de algumas contribuições significativas para a difusão mássica até o século XX .....	50
Tabela 10 - Dados de difusão para materiais .....	55
Tabela 11 - Tabulação de Valores para a Função Erro .....	59
Tabela 12 - Efeito do local de difusão para o tório no tungstênio e para autodifusão na prata .....	63
Tabela 13 - Resumo dos procedimentos realizados.....	69
Tabela 14 - Composição química da coquilha e postigo - versão 1.....	74
Tabela 15 - Composição química do postigo de latão - versão 2 .....	75
Tabela 16 - Composição química do postigo de cobre .....	81
Tabela 17 - Comparação da composição química do latão fundido e da liga de latão tipo 1 .....	82
Tabela 18 - Identificação dos elementos analisados no EDS .....	88
Tabela 19 - Parâmetros de amplitude e volume para topologia apresentada nas amostras.....	95
Tabela 20 - Parâmetros de amplitude e volume para topologia apresentada nas amostras.....	98

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO.....</b>	<b>14</b>
1.1	Objetivo geral.....	15
1.2	Objetivos específicos.....	16
1.3	Justificativa .....	16
<b>2</b>	<b>REVISÃO DE LITERATURA .....</b>	<b>20</b>
2.1	Fundição por baixa pressão .....	20
2.1.1	Introdução .....	20
2.1.2	Descrição do processo.....	20
2.1.3	Vantagens e desvantagens .....	22
2.1.4	Defeitos de fundição.....	23
2.1.5	Moldes metálicos permanentes.....	30
2.2	Propriedades e características do cobre .....	31
2.2.1	Introdução .....	31
2.2.2	Ligas de Cobre.....	33
2.2.3	Cobre-Cromo .....	37
2.2.4	Cobre-Zinco .....	39
2.3	Difusão atômica.....	49
2.3.1	Introdução .....	49
2.3.2	Difusão por lacunas.....	52
2.3.3	Difusão intersticial .....	54
2.3.4	Energia de ativação para a difusão .....	55
2.3.5	Primeira lei de Fick.....	56
2.3.6	Segunda lei de Fick.....	58
2.3.7	Fatores que influenciam a difusão.....	60

<b>3</b>	<b>METODOLOGIA</b> .....	<b>65</b>
3.1	Caracterização do postigo e do latão fundido .....	65
3.1.1	Caracterização microestrutural.....	69
3.1.2	Microscopia confocal.....	72
3.1.3	Microdureza .....	73
3.2	Simulação CAD/CAE .....	73
<b>4</b>	<b>ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS</b> .....	<b>81</b>
4.1	Avaliação da microestrutura inicial .....	81
4.2	Avaliação da microestrutura do postigo após difusão .....	84
4.3	Avaliação da topografia e rugosidade.....	91
4.4	Resultados da simulação CAD/CAE .....	98
4.5	Cálculo da estimativa do tempo de troca do postigo.....	106
<b>5</b>	<b>CONCLUSÃO</b> .....	<b>110</b>
<b>6</b>	<b>SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	<b>111</b>
<b>7</b>	<b>REFERÊNCIAS</b> .....	<b>112</b>

## 1 INTRODUÇÃO

O cobre é um dos elementos químicos mais importantes para o desenvolvimento da indústria ao longo do tempo. Sua utilização remonta a civilizações antigas e ainda assim possui uma vasta gama de aplicações na indústria atual em função de suas características químicas e físicas, principalmente a boa ductilidade, e elevada condutividade térmica e elétrica e ponto de fusão relativamente baixo (ARRUDA, 1997; GUZZO; COELHO, 2018; MARTINS, 2017). A grande quantidade de possíveis aplicações deste material trouxe como consequência sua valorização, o que faz com que seja de grande importância a otimização de seu uso. Para aplicações que não necessitam de todas as características físicas do cobre puro é possível que, sob a adição de outros elementos químicos como alumínio, estanho, níquel, zinco e silício, sejam obtidas ligas com composição e características diversas, mantendo as propriedades físicas e ao mesmo tempo reduzindo a quantidade de cobre puro na mistura (GUZZO; COELHO, 2018).

As ligas de cobre são amplamente utilizadas na indústria como matéria prima para a produção dos mais diversos componentes em função de sua relativa abundância, grande maleabilidade, boa condutividade térmica, elevada resistência à corrosão e ponto de fusão relativamente baixo. O latão é uma das ligas de cobre mais utilizadas sendo encontrado em moedas, instrumentos musicais, acessórios para instalações hidráulicas, ferragens etc. (MARTINS, 2017; MATEO, 2006; QUINTA, 2018). É obtido através da adição do zinco à matriz de cobre e suas propriedades mecânicas são altamente dependentes da quantidade de cada um desses elementos e suas fases presentes (MARTINS, 2017). A adição de zinco induz ao aumento da dureza e da resistência mecânica além de diminuir o ponto de fusão e a densidade com relação à liga de cobre “puro” (MATEO, 2006; QUINTA, 2018).

O processo de fundição é amplamente utilizado na obtenção de peças de latão de geometria complexa com baixo custo operacional (FELIX, 2004). Os moldes empregados no processo de fundição podem ser de diversos materiais, para

fundição de latão o mais usual é a utilização de ligas de cobre. Estes moldes têm por finalidade conter o metal líquido em uma determinada forma, que será reproduzida por este após sua solidificação. O molde pode influenciar nos parâmetros de solidificação e transferência de calor do processo, com estes dependendo diretamente do material escolhido (FELIX, 2004).

A afinidade entre o material vazado ou injetado durante a fundição e o material do molde, pode estar ligada à redução da vida útil desta ferramenta devido ao fenômeno de difusão de determinados elementos do metal fundido para o molde. A difusão é o mecanismo de movimentação dos átomos que pode ocorrer por substituição, por movimentos intersticiais, mecanismo de anel e por energia térmica. Quanto menor o grau de agitação atômica mais difícil será a ocorrência deste fenômeno, ou seja, é mais comum em soluções gasosas e líquidas do que em sólidas (NATIONAL RESEARCH COUNCIL, 1963; CARAM, 2000).

O presente trabalho visa avaliar a possibilidade de difusão de zinco em uma matriz de fundição de latão através dos mecanismos térmicos, avaliando a sua presença nas diferentes camadas de um postigo de cobre utilizado no molde de fundição. A empresa em que o trabalho foi realizado atua no setor de metais sanitários, sendo que a produção de torneiras se inicia no processo de fundição, passando pelo processo de usinagem, lixamento e polimento, galvanização e montagem. Na fundição, ocorre o processo para a fabricação dos corpos das torneiras e componentes metálicos de uma liga cobre e zinco na proporção de aproximadamente 60:40, respectivamente denominada de latão amarelo (CASTRO, 2008). Para a fabricação destas peças, cerca de 90% da produção da empresa utiliza-se de moldes metálicos permanentes à base de cobre-cromo.

## **1.1 Objetivo geral**

O objetivo geral deste trabalho consiste em demonstrar a alteração da composição química de postigo de cobre utilizado em molde de fundição de latão e estudar a causa deste fenômeno, bem como a influência dessa alteração na troca térmica durante o processo de fundição do componente. Tal estudo possibilitará o



entendimento mais preciso do processo e poderá balizar a tomada de decisão para troca ou manutenção de moldes metálicos à base de cobre, com o intuito de evitar a ocorrência de rejeitos.

## **1.2 Objetivos específicos**

Como objetivos específicos, tem-se:

- Caracterização do material do postigo de cobre e do latão fundido para comprovação da hipótese de difusão na superfície do postigo.
- Análise da influência da diferença da troca térmica entre molde metálico e peça, com base em simulação CAD/CAE.
- A partir dos resultados obtidos, estimar a troca ou manutenção de coquilhas e posições de cobre.

## **1.3 Justificativa**

Moldes metálicos à base de cobre ou comumente chamados de coquilhas, são muito empregados em fundição devido a sua alta condutividade térmica, porém, o custo destes ferramentais é alto e há a necessidade de precisão dimensional. Esses moldes permanentes tanto podem ser aplicados em fundição por gravidade como também por baixa pressão. Embora o custo de aquisição destes seja elevado, possuem capacidade de produção de grande quantidade de peças de forma contínua, com maior agilidade, exatidão dimensional dos fundidos e um melhor acabamento, quando comparado com peças obtidas através de moldes de areia (MARINHO, 2019).

Este trabalho foi realizado em uma empresa de metais sanitários nacional, que além do mercado brasileiro, exporta seus produtos para diversos países e emprega em aproximadamente 90% da produção de fundidos os moldes metálicos à base de cobre, sendo a liga dos fundidos mais semelhante à liga de CuZn do tipo 1 apresentada por Associação Brasileira de Normas Técnicas (2015). A escolha do

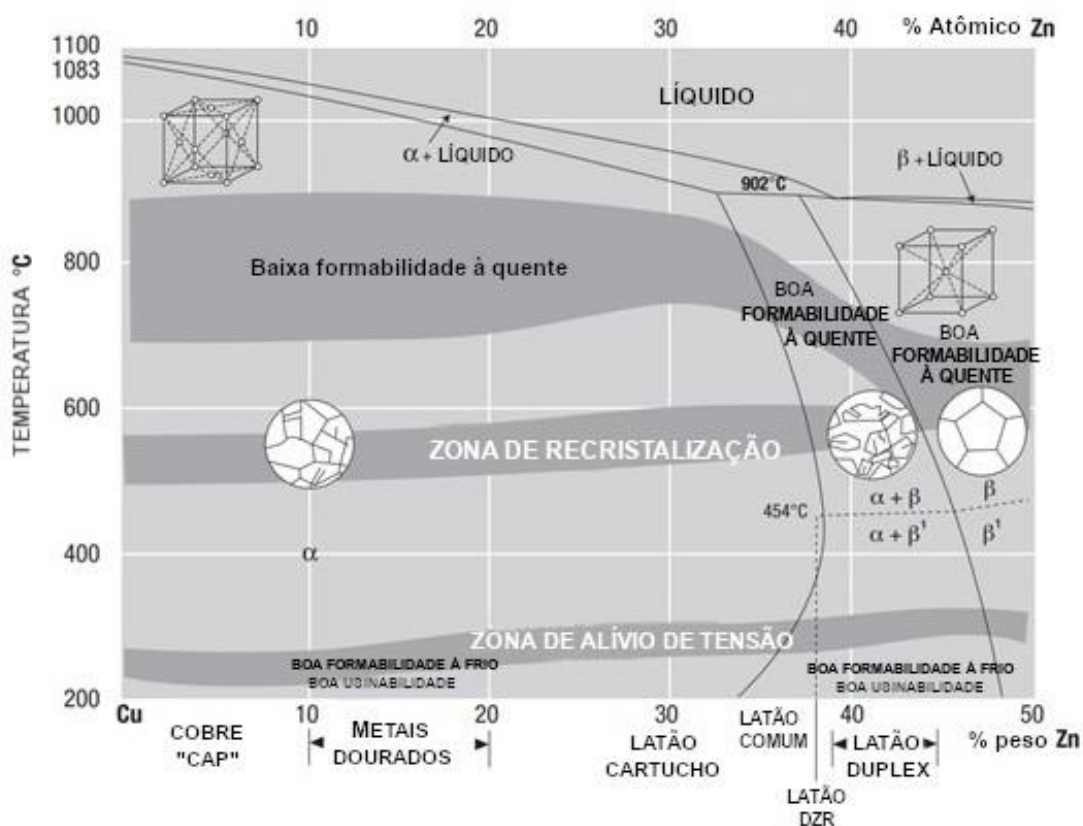
material desses moldes foi baseada em análises empíricas da empresa, onde se observou que estes apresentavam uma maior resistência térmica. A aplicação destes moldes ocorre nos processos de fundição por gravidade e baixa pressão.

Conforme são realizados os ciclos de fundição, o comportamento de solidificação dos fundidos é alterado, causando rejeitos de fundição, principalmente trincas à quente. Estas trincas são provenientes da passagem do estado líquido para o estado sólido devido a contração que se localiza nos pontos do estado sólido e pastoso (HASHIMOTO, 1980).

Uma das possíveis causas para a ocorrência das trincas está ligada à composição química do molde. Suspeita-se que ocorra alguma variação da composição nestes moldes metálicos, alterando suas propriedades térmicas, o que acarretaria uma mudança da troca de calor durante o processo de fundição. O molde metálico, se considerado de Cu puro, possui uma condutividade térmica de 401 W/m.K, porém caso houver a difusão de Zn, formando uma liga parecida com a de latão com cerca de 70% de cobre e 30% de Zn, a condutividade térmica diminui para 110 W/m.K (HASHIMOTO, 1980; BERGMAN; LAVINE, *et al.*, 2017).

Além da questão da condutividade térmica, é importante ressaltar que a quantidade de Zn contida na composição química influencia formação das fases do material. Sendo assim, em um material com um baixo teor de Zn somente a fase  $\alpha$  está presente, que é uma fase composta por Cu, rica em Zn, na forma de solução sólida, porém com um percentual de Zn de cerca de 35%, é possível perceber a presença de duas fases,  $\alpha$  e  $\beta$ , conforme demonstra o diagrama Cu-Zn da Figura 1.

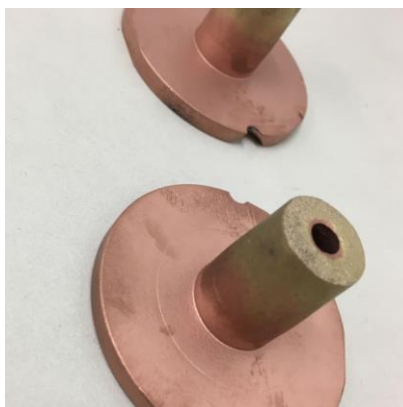
Figura 1 - Diagrama de fases Cu x Zn



Fonte: Adaptado de Callcut (1996)

Supõe-se ainda que, se comprovada essa alteração, é possível que esteja relacionada ao processo de difusão entre o molde metálico e o metal injetado. Tal suposição é baseada no fato de que em parte de um determinado molde de cobre-cromo, observou-se que após diversos ciclos de produção, começavam a apresentar uma coloração amarelada. A parte que amarela é denominada de postiço, pois pode ser removida do molde. Este tipo de coloração só deveria aparecer quando a proporção cobre/zinco se aproximasse de 60/40 (CALLCUT, 1996). Por consequência, o índice de rejeitos aumentava quando o ferramental se encontrava nessa condição e após a troca por novos postiços o índice era normalizado. Na Figura 2 é possível verificar a coloração amarelada do postiço.

Figura 2 - Postiço estudado



Fonte: Os autores (2021)

Sabe-se que a difusão por sólidos é bastante restrita, visto que a força de ligação entre os átomos é muito elevada, devido às posições de equilíbrio serem bem definidas. A movimentação de átomos por um cristal é possível quando há vacâncias ou defeitos cristalinos e energia atômica suficiente para o movimento. Tal energia é correspondente a energia térmica dos átomos (LOPES, 2017).

Os vazios observados em metais e ligas são defeitos cristalinos que proporcionam o equilíbrio atômico pelo mecanismo substitucional. O aumento da temperatura em metais promove aumento das vacâncias entre os átomos, disponibilizando mais energia térmica, dessa forma a taxa de difusão atômica é aumentada (LOPES, 2017).

O detalhamento do problema pode fazer com que a empresa reduza a quantidade de peças defeituosas, a partir da estimativa do número de ciclos até que o molde precise de manutenção. Esta programação traz um grande ganho comercial, aumentando o ciclo de vida do ferramental, reduzindo perdas de processo de fabricação e retrabalhos.

Mediante as hipóteses apresentadas, somado a capacidade de aproveitamento deste trabalho para indústria de metais sanitários, além de outros setores que utilizam moldes metálicos à base de cobre, este trabalho tem sua utilidade justificada.

## 2 REVISÃO DE LITERATURA

### 2.1 Fundição por baixa pressão

#### 2.1.1 Introdução

O processo de fundição por baixa pressão foi desenvolvido na Inglaterra no início do século XX, como uma alternativa a fundição por gravidade, com o objetivo de diminuir a turbulência gerada pelo vazamento manual de metal líquido (LIMA; FREITAS; MAGALHÃES, 2003).

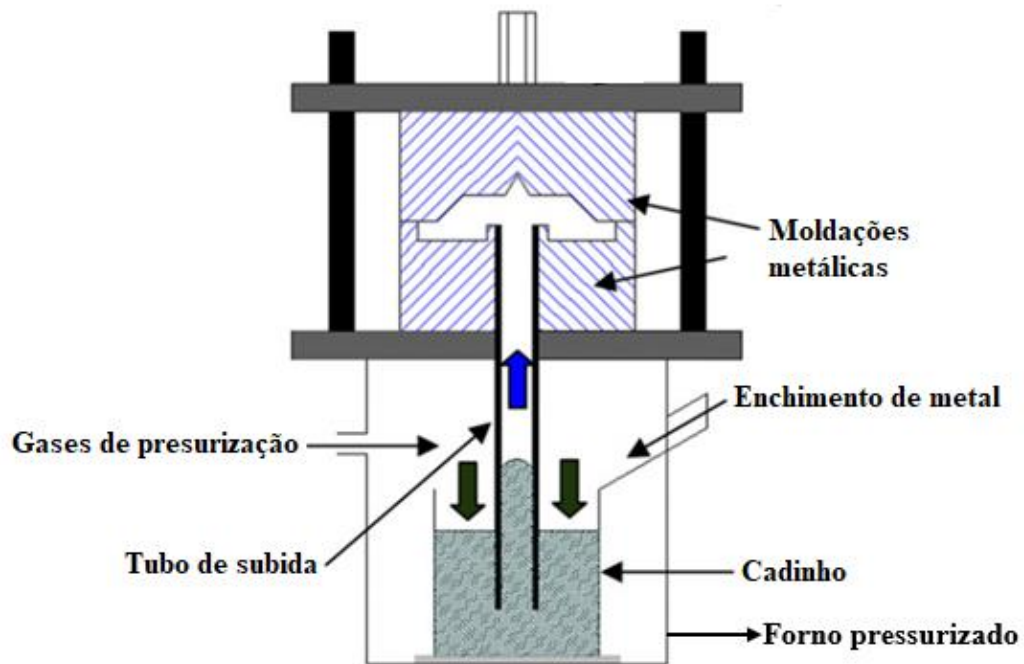
É um processo de elevada eficiência e precisão, semiautomático, caracterizado como um processo “*near net shape*” (próximo da forma final), em que utiliza moldes permanentes (coquilhas). O enchimento dos moldes é realizado de forma suave e regulável, minimizando os problemas gerados pela turbulência do metal líquido no interior do molde (GUOFA; XIANGYU, *et al.*, 2008).

Os moldes são enchidos por metal líquido de baixo para cima, a pressões entre 0,5 MPa a 7MPa e a velocidades de enchimento controlada, o que promove a produção de peças de com ótima resistência mecânica e elevada qualidade (DUARTE, 2014).

#### 2.1.2 Descrição do processo

No processo de fundição por baixa pressão, o molde é posicionado sobre um forno hermeticamente fechado, no interior deste forno há um cadinho que contém metal líquido e este é ligado até o molde através de um tubo, comumente conhecido como tubo de subida. Após o molde ser posicionado, há a injeção de gases (ar pressurizado) no forno, aumentando sua pressão e fazendo com que o metal líquido se movimente através do tubo de subida, chegando até ao molde. O processo ocorre sob pressão, porém as pressões aplicadas são menores que a do processo de fundição por injeção, por isso o processo é conhecido como baixa pressão (ALMEIDA, 2016). Na Figura 3 é possível verificar o esquema do processo.

Figura 3 - Esquema de equipamento de fundição por baixa pressão

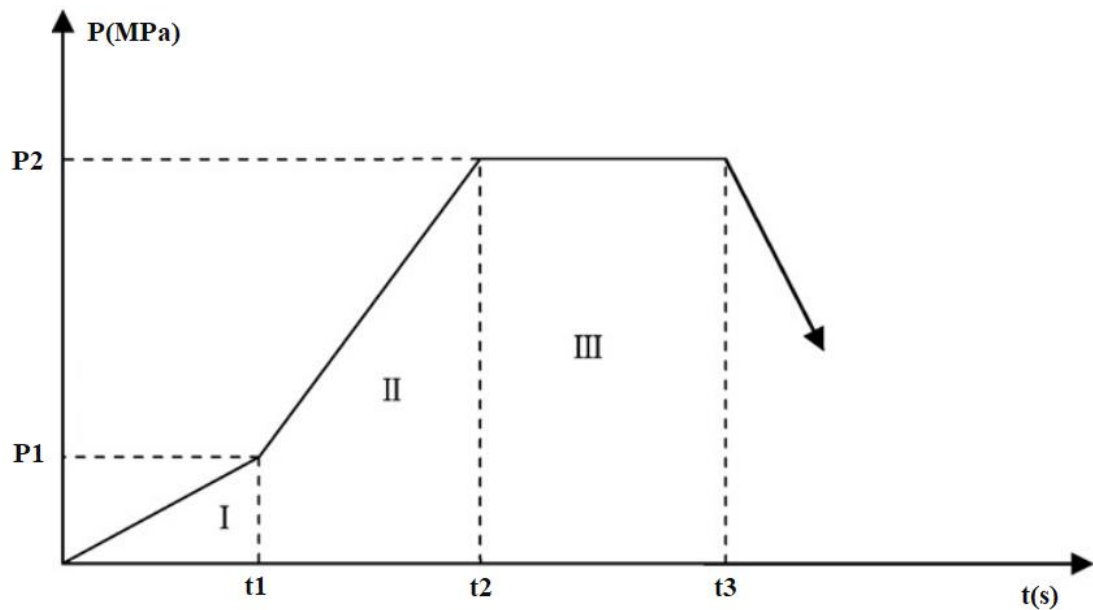


Fonte: Adaptado de Luo (2013)

Após a coquilha ser totalmente preenchida com o metal líquido, a pressão é mantida até que a peça solidifique por completo, em seguida a pressão é retirada e a peça extraída do molde (DUARTE, 2014).

O controle do enchimento do fundido é uma das maiores vantagens do processo por baixa pressão em comparação à fundição por gravidade. O controle é realizado através da taxa entre tempo e pressão de enchimento, o que permite diminuir drasticamente os problemas relacionados a turbulência do metal líquido e a contração do fundido. A Figura 4 representa o comportamento dessa taxa de forma gráfica (DUARTE, 2014).

Figura 4 - Curva de pressão típica de fundição sob baixa pressão



Fonte: Adaptado de Fu; Luo, *et al.* (2006)

A fase I demonstrada na Figura 4, representa a taxa requerida para elevar o metal líquido contido no interior do cadinho até o topo do tubo de subida, sem iniciar o enchimento do molde. A fase II, representa o tempo e a pressão de enchimento do molde e a fase III o tempo e a pressão para solidificação completa da peça. Após a fase III, a pressão é relaxada e o fundido é extraído do molde (MENDES, 2019).

### 2.1.3 Vantagens e desvantagens

Algumas das vantagens da fundição em coquilha por baixa pressão são (LIMA; FREITAS; MAGALHÃES, 2003; DUARTE, 2014):

- Boa precisão dimensional e acabamento superficial da peça;
- Menor turbulência do metal líquido para dentro do molde;
- Elevado rendimento metalúrgico;
- Possibilidade de seções menos espessas comparado à fundição por gravidade;
- Fácil automatização do processo de vazamento;

- Os canais de alimentação são relativamente simplificados;
- Possibilidade de obter geometrias mais complexas;

E algumas das desvantagens são (LIMA; FREITAS; MAGALHÃES, 2003; DUARTE, 2014):

- Elevado custo de equipamento;
- Dificuldade de acesso ao metal líquido armazenado no cadinho, para inspeções e correções da liga e necessidade de interrupção do processo para abastecimento;
- Contaminação do banho, devido ao arrasto de impurezas do tubo de enchimento.
- Taxas elevadas de produção para amortização do maquinário e ferramental;

#### 2.1.4 Defeitos de fundição

Embora exista uma infinidade de defeitos presentes no processo de fundição, serão listados e descritos aqueles que mais se destacam no processo por baixa pressão. Os defeitos de fundição podem ser separados em classes como a seguir (ALVES, 2015).

- Rechupes;
- Falta de enchimento;
- Porosidades;
- Trincas a quente;
- Inclusões endógenas e exógenas.

##### 2.1.4.1 Rechupes

Os rechupes são defeitos comuns que ocorrem durante o processo de fundição, podendo ser classificados como (SHI, 2012; LEE; CHIRAZI; SEE, 2001):

- Micro rechupes: caracterizados como pequenos vazios dispersos, com tamanhos menores que 500 $\mu$ m, formados por uma alimentação interdentrítica



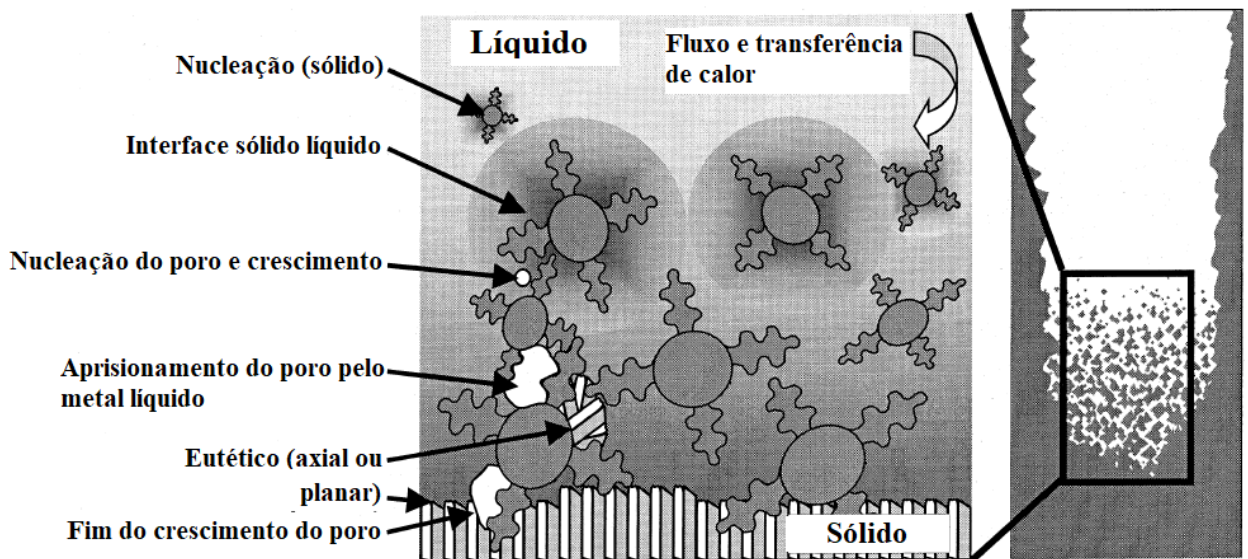
insuficiente.

- Macro rechupes: ocorre devido ao aprisionamento de metal líquido entre metal solidificado.

#### 2.1.4.2 Micro rechupes

Os micros rechupes se originam de uma má alimentação interdendrítica, onde ocorre o aprisionamento da fase líquida entre as dendritas. Essa má alimentação, também pode originar bolhas de gás. Como os gases são muito menos solúveis em metais sólidos do que em metais líquidos, à medida que o metal resfria e solidifica, a concentração de gases na fase líquida aumenta até que se forme bolhas de gás. Este defeito também é conhecido como porosidade. A Figura 5 apresenta a formação de micro rechupes (SHI, 2012; LEE; CHIRAZI; SEE, 2001).

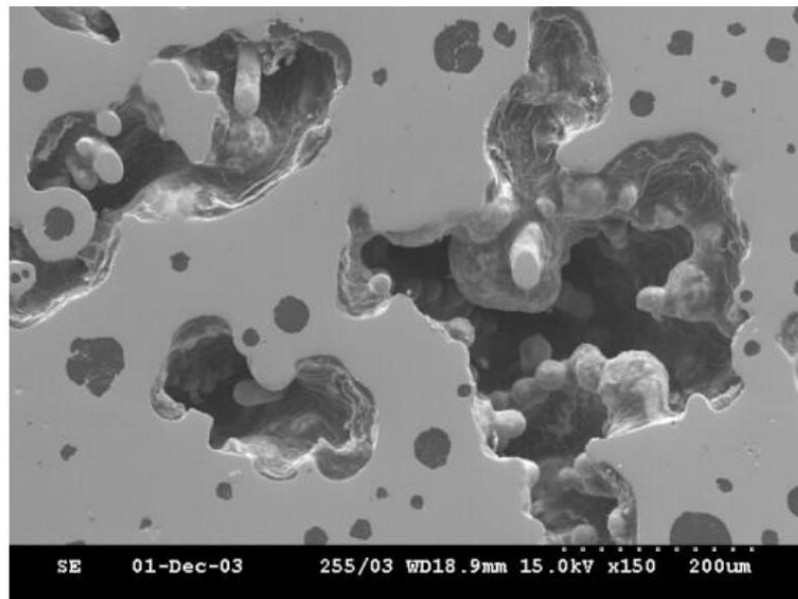
Figura 5 - Diagrama esquemático dos diferentes processos físicos envolvidos na formação de micro rechupes



Fonte: Adaptado de Lee; Chirazi; See (2001)

A maioria destas micro porosidades só são visíveis após o processamento das peças, como usinagem ou lixamento e polimento, devido a suas dimensões serem na ordem de micrometros. A Figura 6 apresenta o defeito de micro rechupe em ferro fundido nodular (ALVES, 2015).

Figura 6 - Micro rechupe em ferro fundido nodular

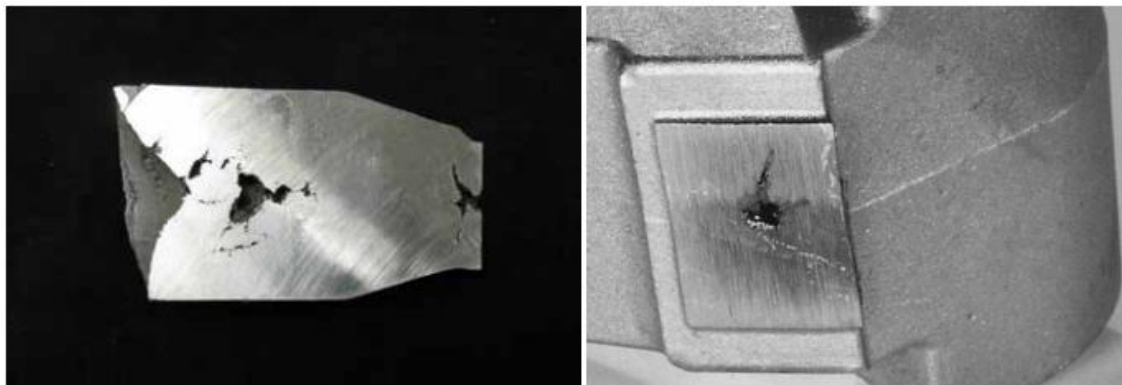


Fonte: Silva (2010)

#### 2.1.4.3 Macro rechupes

Os macros rechupes, são formados durante a fase líquido-sólido do material, quando há a formação de um bolsão líquido cercado por material solidificado. Neste caso, o metal que ainda está líquido tentará fluir para compensar a mudança de volume líquido/sólido, no entanto, o fluido pode ser impedido pelo material sólido que já está formado. Dessa forma, se houver uma grande região mal alimentada, sem nenhuma fonte de metal líquido, um grande vazio pode ser gerado. Esta área na qual os macro rechupes ocorrem, são as regiões que solidificam por último e por isso são denominadas de pontos quentes (SHI, 2012; LEE; CHIRAZI; SEE, 2001). A Figura 7 apresenta o defeito de rechupe.

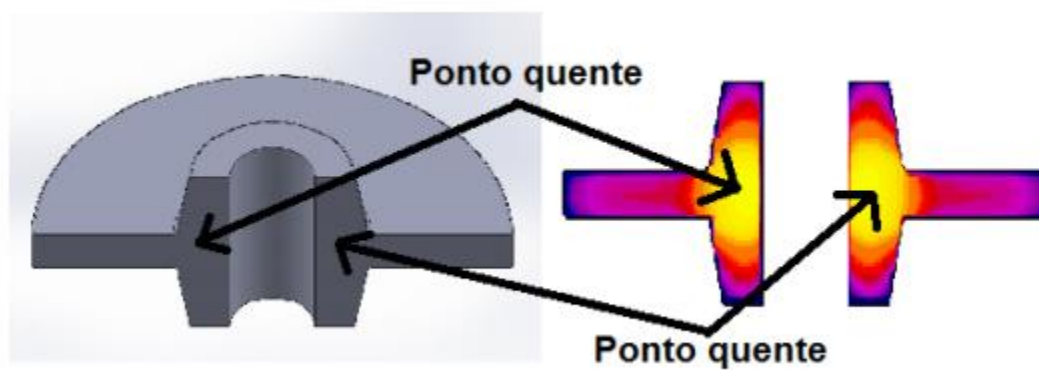
Figura 7 - Rechupe



Fonte: An investment casting institute publication (2017)

Na Figura 8 há um exemplo de ponto quente, onde há uma tendência maior de ocorrer o rechupe.

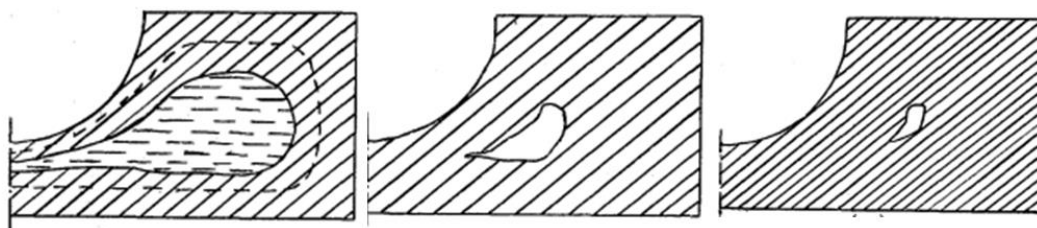
Figura 8 - Exemplo de ponto quente



Fonte: Teixeira (2013)

Já na Figura 9, é apresentada a solidificação do material e a formação do rechupe.

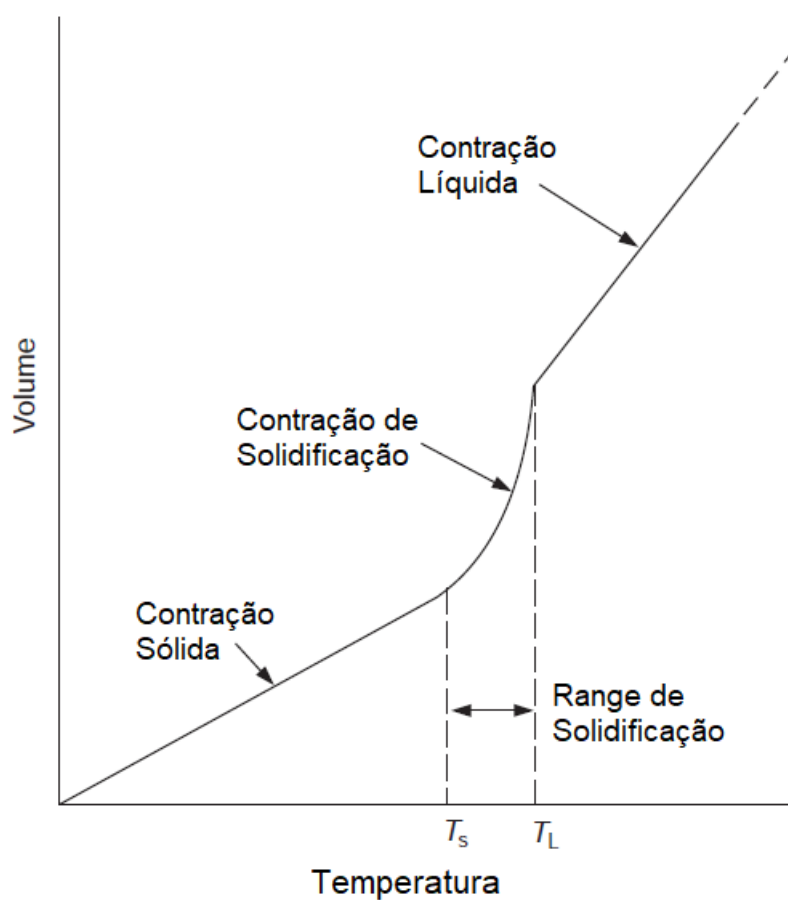
Figura 9 - Solidificação e formação de rechupe



Fonte: Verran (1986)

A formação dos macros rechupes acontece em locais onde não há alimentação suficiente de metal líquido para compensar a contração do material, desta forma, quanto maior for a contração da liga, maior será a tendência de rechupes. A Figura 10 são mostrados os três tipos de contração (CAMPBELL, 2011):

Figura 10 - Ilustração dos três regimes de contração



Fonte: Adaptado de Campbell (2011)

Como se pôde observar na Figura 10 a contração líquida corresponde a diminuição da temperatura até o início da solidificação. A contração de solidificação corresponde a variação do volume ocorrida na mudança do estado líquido para o sólido e a contração sólida corresponde a variação do volume ocorrida no estado sólido, do fim da temperatura de solidificação à temperatura ambiente.

A fim de minimizar a ocorrência de rechupes se deve promover uma solidificação direcional, das zonas mais finas ou mais extremas para zonas mais maciças e destas para a alimentação do fundido. A alimentação do fundido deve funcionar como reservatório de metal líquido justamente para compensar a sua contração durante o processo de solidificação. Para que esta alimentação seja efetiva, é necessário que os pontos quentes do conjunto se encontrem dentro dos alimentadores, forneçam metal líquido a frente de solidificação e possuam volume necessário para compensar a contração (VERRAN, 1986; TEIXEIRA, 2013).

#### 2.1.4.4 Falta de enchimento

A falta de enchimento pode ser proveniente de vários fatores, tais como a baixa temperatura do molde, baixa temperatura de vazamento do metal, liberação de vapores aprisionamento de ar ou gases nas cavidades dos moldes. Uma forma de eliminar os gases aprisionados é através de uma saída de gases adequada. Temperaturas do molde ou de vazamento do metal mais elevadas também pode eliminar a falta de material no fundido, mas deve-se tomar certo cuidado, pois essa elevação da temperatura pode levar a outros tipos de problemas como rechupes e porosidades. Uma solução, seria elevar a temperatura do molde em lugares críticos através de fontes de calor externas ou aplicando isolamentos específicos na ferramenta, a fim de prevenir que o metal arrefeça rapidamente (FERREIRA, 1999).

#### 2.1.4.5 Porosidades

As porosidades se formam a partir do aprisionamento de ar, ou gases no metal durante a solidificação. Estes gases são oriundos do processo de fusão e

podem ser liberados do revestimento do molde, do núcleo de areia e da turbulência durante o enchimento do metal e do contato com a atmosfera envolvente (ALVES, 2015).

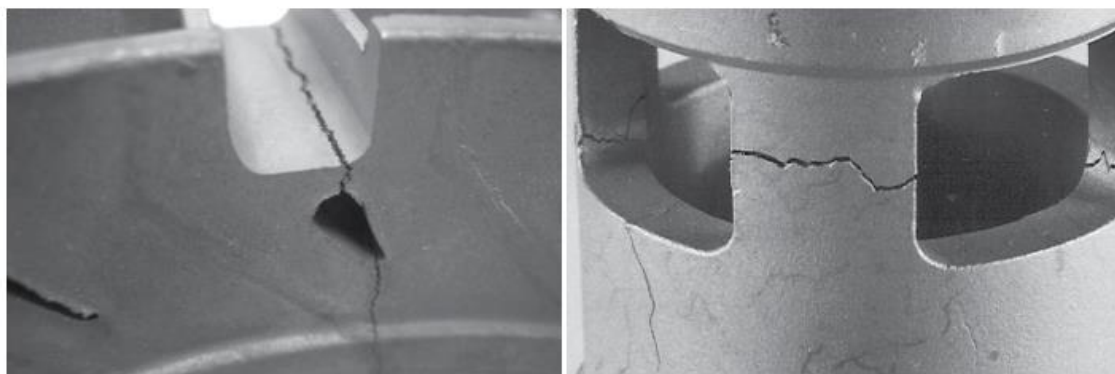
#### 2.1.4.6 Trincas a quente

Segundo Campbell (2011), as trincas a quente são quase certamente uma falha de tração uniaxial em um material frágil, elas são formadas antes da conclusão da solidificação devido a uma contração impedida pelas restrições geométricas do molde. (ASM, 2002). Esse tipo de defeito ocorre na presença de filmes líquidos em regiões intergranulares (SIGWORTH, 1996). Ou seja, são provenientes da contração material e de sua solidificação, elas se localizam nos pontos do estado sólido e pastoso (HASHIMOTO, 1980).

As possíveis causas para a ocorrência de trincas na peça podem estar relacionadas a composição química inadequada da liga, extração prematura da peça, demora na extração da peça, saídas do molde mal projetadas, geometria da peça causando contração desigual, pinos extratores posicionados em locais frágeis da peça e batentes da placa extratora desalinhados (DUARTE, 2004).

Algumas possíveis soluções para eliminar a incidência de trinca seriam trabalhar com uma adequada composição química da liga, controlar melhor a solidificação da peça, através de sistemas de aquecimento ou resfriamento em certos pontos da peça e projetar raios de concordância em todos os cantos vivos da peça. A Figura 11 apresenta exemplos de trinca a quente (DUARTE, 2004). Mas para Campbell (2011), as trincas a quente são evidências de uma má alimentação da peça e a ação principal é melhorar o sistema de alimentação para que alimente de forma correta a peça e compense a sua contração evitando a formação de trincas.

Figura 11 - Trinca a quente



Fonte: An Investment Casting Institute Publication (2017)

#### 2.1.4.7 Inclusões endógenas e exógenas

As inclusões endógenas são inerentes ao processo de fusão, elas podem se encontrar ao longo de toda a peça. Esse defeito ocorre, proveniente de partículas que permanecem em suspensão durante o processo de vazamento da peça, ou a partir de substâncias que se precipitam devido a alteração de solubilidade durante a solidificação do fundido (DUARTE, 2014).

As inclusões exógenas não são oriundas do próprio metal vazado, elas são provenientes da degradação dos materiais que estão em contato com a liga, tais como cadinho, tubo de enchimento, molde, núcleos de areia e revestimentos da moldação, contribuindo para o aparecimento de escórias (MARQUES, 2010).

As escórias podem ser evitadas através da decantação do metal antes do vazamento no molde ou pela aplicação de filtros antes do vazamento. A aplicação de filtros ainda ajuda a diminuir a turbulência do escoamento do metal vazado no interior do molde. A turbulência facilita a erosão e aumenta a chances de aprisionamento de gases nas cavidades do molde (MARQUES, 2010).

#### 2.1.5 Moldes metálicos permanentes

Os moldes metálicos permanentes são comumente chamados de coquilhas. Os moldes são caracterizados como permanentes quando estes podem ser utilizados

muitas vezes (BALDAN; VIEIRA, 2014). Estes tipos de moldes apresentam uma série de vantagens quando comparados aos moldes de areia. Algumas delas são (ALVES, 2015; FERREIRA, 1999):

- Maior velocidade de produção das peças;
- Economia de espaço e mão de obra;
- Precisão dimensional;
- Melhor acabamento superficial dos fundidos;
- Possibilidade de fundir peças mais complexas;
- As peças necessitam de pouco acabamento;
- Melhor rendimento metalúrgico;
- As peças não necessitam de espessura de parede muito grande;
- Peças com melhor qualidade e uniformidade;

Os principais fatores que ocasionam falhas nos moldes metálicos permanentes são a corrosão, erosão, fadiga térmica e soldagem da liga fundida no molde. A soldagem pode causar problemas de aderência quando o metal líquido é injetado e desgaste adesivo quando a peça é extraída do molde (MITTERER; HOLLER, *et al.*, 2020).

## **2.2 Propriedades e características do cobre**

### **2.2.1 Introdução**

O cobre é um elemento químico, de número atômico 29 e massa atômica 63.546 e designado pelas letras “Cu”. A palavra cobre tem origem da palavra em latim *cuprum* que significa ilha de Chipre. O cobre é o metal mais antigo conhecido pelo homem, há mais de 10.000 anos. É um metal dúctil e maleável de coloração avermelhada (ABCOBRE, 2021; ROSSITI, 1993; RODRIGUES; SILVA; GUERRA, 2012).

A metalurgia do cobre é muito antiga e acredita-se que tenha iniciado no Egito por volta de 3.500 a.C. Os egípcios descobriram também que ao adicionar estanho



ao cobre, possibilitava uma maior resistência a corrosão ao produto, formando assim o bronze. Mais tarde, em 1.440 a.C. na Palestina, foi descoberto que adicionando zinco ao cobre se formava o latão. (RODRIGUES; SILVA; GUERRA, 2012; ROSSITI, 1993).

Ainda hoje o cobre e suas ligas continuam sendo importantes para obtenção de produtos fundidos resistentes à corrosão, desde conexões hidráulicas domésticas a aplicações navais de alta resistência (CAMPBELL, 2011).

O cobre puro é utilizado onde sua aplicação requer condutividade elétrica ou térmica máxima, como por exemplo barramentos e motores elétricos. Embora, frequentemente sejam adicionados outros elementos como cromo, para aumentar a resistência mecânica sem diminuir muito sua condutividade térmica e elétrica. Porém, o cobre puro e suas ligas possuem a reputação de sua difícil fundição devido aos frequentes problemas de trincas a quente e porosidades (CAMPBELL, 2011).

O cobre possui propriedades mecânicas e físicas muito interessantes, algumas delas podem ser observadas na Tabela 1.

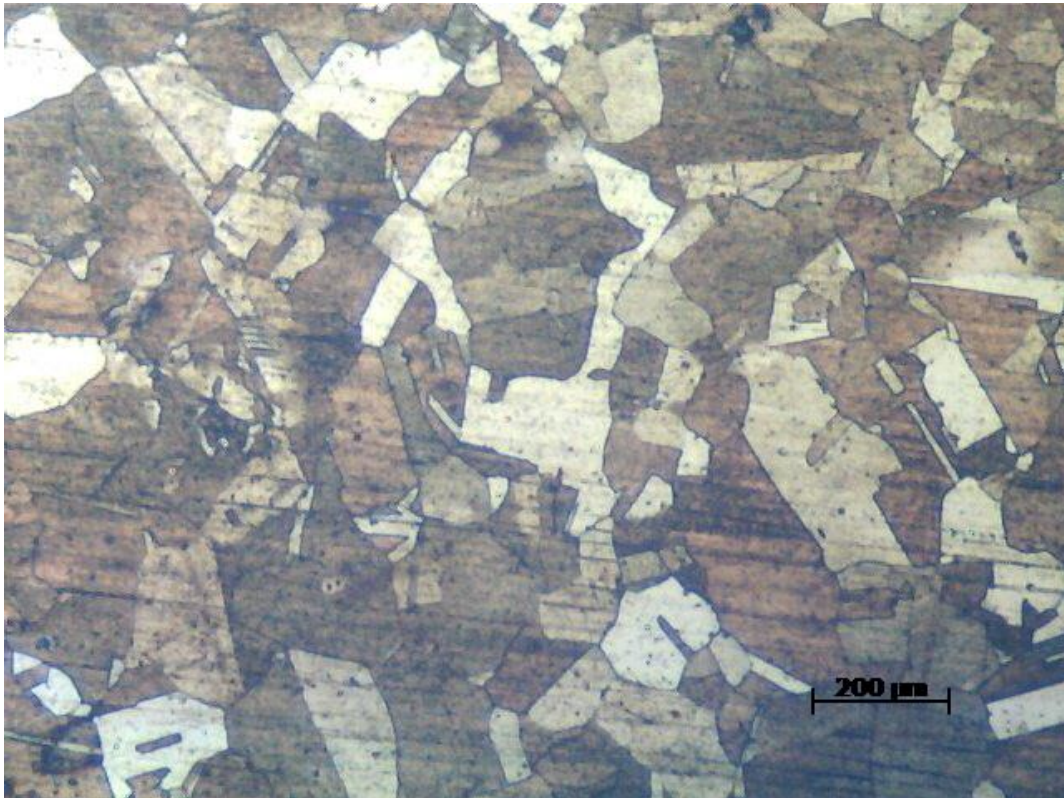
Tabela 1 - Propriedades do cobre

Densidade	8960 kg/m <sup>3</sup>
Ponto de fusão	1356 K
Calor específico	0,383 kJ/(kgK)
Condutividade térmica	394 W/(mK)
Coefficiente de expansão linear	16,5x10 <sup>-6</sup> 1/K
Módulo de elasticidade de Young	110x10 <sup>9</sup> N/m <sup>2</sup>
Condutividade elétrica (% IACS)	1.673 x 10 <sup>-8</sup> ohm/m
Estrutura cristalina	Cúbica de face centrada
Resistência ao escoamento <sup>a</sup>	69 MPa
Limite de resistência à tração <sup>a</sup>	200 MPa
Ductilidade no estado recozido	45 % AL (em 50 mm)

Fonte: ICSG (2020), Callister; Rethwisch (2020)

A microestrutura do cobre é constituída apenas pela fase alfa ( $\alpha$ ), como pode ser visto pela Figura 12.

Figura 12 - Cu 99% atacado com cloreto férrico com ampliação de 100x



Fonte: Medina (2010)

### 2.2.2 Ligas de Cobre

As características de fundição do cobre podem ser melhoradas com adição de outros elementos, tais como berílio, silício, níquel, estranho, zinco, cromo e prata. Essas ligas são construídas com o objetivo de melhorar as propriedades de resistência em comparação ao cobre puro, e podem ser divididas em três grupos (ASM, 2008):

Grupo I: São ligas que solidificam muito rápido, em uma faixa de 50°C entre a fase líquida e a fase sólida.

- Grupo II: São as ligas que possuem uma faixa de solidificação intermediária, entre 50°C a 110°C entre a fase líquida e a fase sólida.

- Grupo III: São ligas que possuem uma ampla faixa de solidificação, bem acima de 110°C, chegando a patamares de até 170°C.

Dentre as ligas mais comuns do grupo I podem ser citadas, o cobre puro, o cobre cromo, o latão amarelo, bronze magnésio, bronze alumínio e bronze níquel. No grupo II, se enquadram as ligas de cobre berílio, latão silício, bronze silício e cobre níquel. E no grupo III estão presentes as ligas de latão vermelho com chumbo, latão semi vermelho com chumbo, bronze estanho, bronze estanho com chumbo (ASM, 1988).

Ao fundir cobre e suas ligas, deve ser adotado a menor temperatura de vazamento possível, para promover o menor tamanho de grão e o mínimo de turbulência do metal durante o vazamento (ASM, 2008).

A temperatura de vazamento indicada na literatura para fundição destes materiais pode ser verificada na Tabela 2.

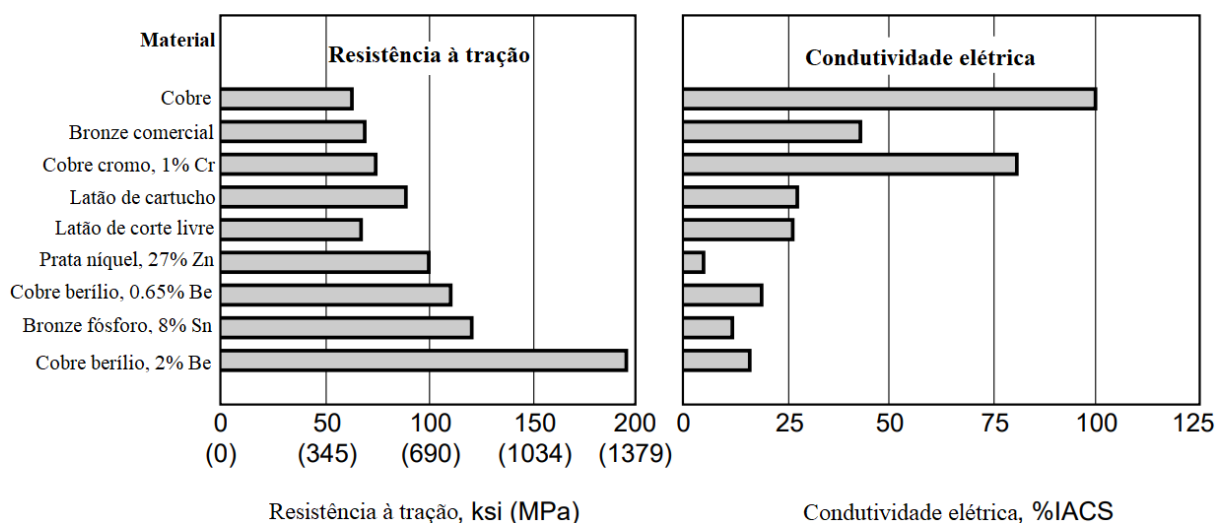
Tabela 2 - Temperaturas de vazamento para ligas de cobre

Tipos de liga	Nº UNS	Fundições leves °C	Fundições pesadas °C
Cobre	C81100	1230-1290	1150-1230
Cobre cromo	C81500	1230-1260	1205-1230
	C85200	1095-1150	1010-1095
Latão amarelo	C85400	1065-1150	1010-1065
	C85800	1150-1175	1010-1095
	C87900	1150-1175	1010-1095

Fonte: Adaptado de ASM (2008)

Com a mudança da composição química da liga é possível obter propriedades mecânicas e físicas diferentes. Na Figura 13 se pode comparar a diferença de resistência a tração e condutividade elétrica para diferentes ligas de cobre.

Figura 13 - Comparação de resistência à tração e condutividade elétrica para diferentes ligas de cobre



Fonte: ASM (1994)

### 2.2.2.1 Classificação das ligas de cobre

As ligas de cobre são comumente classificadas a partir de um sistema numérico criado conjuntamente pela *ASTM International* e *SAE International* chamado *Unified Numbering System for Metals and Alloys (UNS)* que engloba a classificação de uma vasta gama de ligas dos mais diversos materiais, sendo que as ligas de cobre são designadas pela inicia "C" (ASM, 1994).

Todavia existem diferentes sistemas de codificação destas ligas como a norma inglesa BS2870 até BS2875 já em desuso, e a norma EN 12164 (ASM, 1994). No Brasil pode-se citar a norma ABNT NBR 5019:2001 que trata sobre a terminologia dos produtos e ligas de cobre, porém não dá indicações a respeito da codificação das diferentes ligas. A Tabela 3 compila as principais famílias com o respectivo identificador UNS:

Tabela 3 - Numeração de identificação da classificação das principais ligas de cobre

Ligas para trabalho a frio	
Codificação UNS	Tipo de liga
C1XXXX	Cobre puro ou ligas de elevado teor
C2XXXX	Latões (Cu – Zn)
C3XXXX	Latões com chumbo (Cu – Zn - Pb)
C4XXXX	Latões com estanho (Cu – Zn - Sn)
C5XXXX	Bronzes
C6XXXX	Ligas de Cu -Al, Cu-Si e Cu-Zn
C7XXXX	Alpacas (Cu – Ni e Cu – Ni – Zn)
Ligas para Fundição	
Codificação UNS	Tipo de liga
C80XXX e 81100	Cobre puro
C81XXX e C82XXX	Ligas de elevado teor de Cu
C83XXX e 84XXX	Bronzes especiais
C85XXX	Latões
C86XXX	Latões Especiais
C87XXX	Ligas de Cu-Si
C90XXX até C95XXX	Bronzes e Bronzes especiais
C947XX e C949XX	Ligas de Cu-Sn-Ni
C95XXX	Ligas de Cu-Al
C96XXX	Ligas de Cu-Ni-Fe
C97XXX	Alpacas (Cu – Ni e Cu – Ni – Zn)
C98XXX	Ligas de Cu-Pb
C99XXX	Ligas diversas

Fonte: Adaptado de Mateso (2006)

É comum em alguns casos que a liga de latão seja identificada somente pela letra C e pelos três últimos dígitos da codificação UNS (ASM, 1994). Além disso, nas ligas de latão binário há uma relação entre os números da codificação UNS e a quantidade de Zn: Para um liga C85240, por exemplo, os dois últimos dígitos divididos por dois correspondem ao percentual de Zn presente na liga, que neste caso é 20% (MATESO, 2006).

### 2.2.3 Cobre-Cromo

As ligas de cobre cromo são utilizadas em situações que requerem excelente trabalhabilidade a frio e a quente, somado a uma condutividade de média a alta intensidade. As aplicações incluem eletrodos de soldagem, engrenagens, conectores de cabo, eixos de transporte de corrente, peças de disjuntor, moldes, condutores elétricos e térmicos exigindo mais resistência do que o cobre puro. A Tabela 4 apresenta a composição química das principais ligas de cobre cromo (ASM, 1994).

Tabela 4 - Composição química das principais ligas de cobre

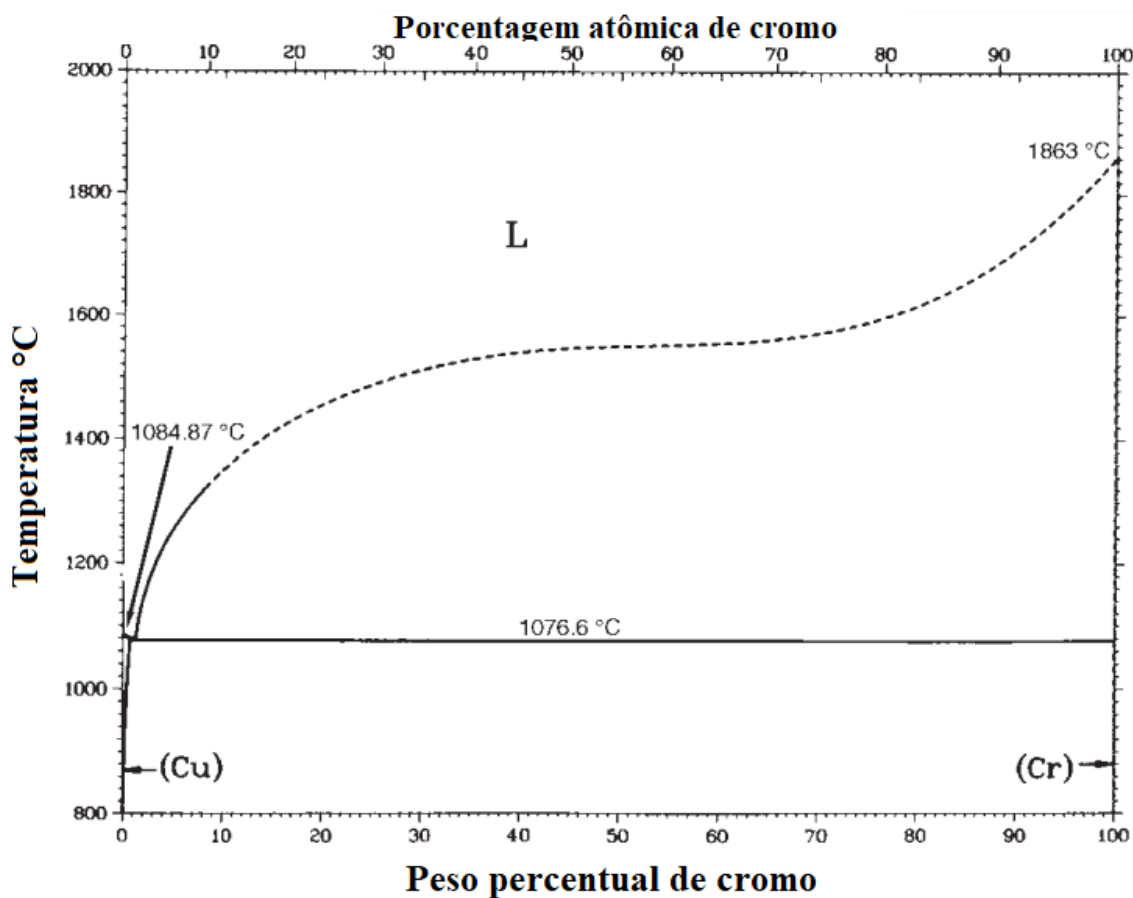
Liga	Cu (inclui Ag)	Cr	Fe	Si	Pb	Outros
C81500	Balanço*	0,5-1,5				0,05-0,25 Zr
C81200	Balanço*	0,06-1,2	0,10	0,10	0,05	
C81400	Balanço*	0,4-1,2	0,15	0,10		0,005As; 0,005Ca

\*Balanço = Diferença entre impurezas e 100%.

Fonte: Adaptado de ASM (1994)

Na Figura 14 é apresentado o diagrama de equilíbrio do cobre-cromo.

Figura 14 - Diagrama de fase binária cobre-cromo (Cu-Cr)



Fonte: Adaptado de ASM (1994)

O cobre cromo também pode ser empregado na fabricação de moldes de injeção. Na Tabela 5, é possível verificar as propriedades mecânicas deste material nesta aplicação.

Tabela 5 - Propriedade das ligas de moldes de injeção

Liga	Condutividade térmica W/mK em 293 K	Dureza Rockwell (a) HRB	Tensão de tração (a) MPa
C81200/C81400	325,5	60-80	352-483

a) Para haste de 25 mm, as propriedades variam com a forma e tamanho do produto.

Fonte: Adaptado de ASM (1994)

A alta condutividade elétrica e térmica da liga Cu-Cr é atribuída a solubilidade

extremamente baixa do Cr em Cu à temperatura ambiente enquanto sua alta resistência mecânica se deve à formação de precipitados de Cr em nanoescala na matriz de Cu durante processo de envelhecimento (PENG; XIE, *et al.*, 2017).

A dureza do material CuCr C81500 é de 105 HB (ASM, 1990). E nos estudos realizados por (SILVA; CARVALHO, 2015) em barra de CuCr material C18200 a resistência mecânica do cobre-cromo diminui com o aumento da temperatura e sua microdureza Vickers está entre 173 e 187 HV.

Para minimizar os efeitos da diminuição da resistência com o aumento da temperatura, Xia; Zhang, *et al.*, (2012) comentam que a adição de Zr, Mg e Si melhoram significativamente a dureza e a resistência ao amolecimento das ligas Cu-Cr, reduzindo ligeiramente a condutividade elétrica. Além disso uma alta condutividade elétrica e alta resistência é proveniente das interações de reforços nos contornos de grão, endurecimento por deformação e endurecimento por precipitação durante tratamentos termomecânicos.

A adição de magnésio na liga binária Cu-Cr melhora a resistência ao amolecimento, pois uma maior concentração deste elemento restringe o crescimento de precipitados segregando-os ao longo da matriz durante tratamentos de envelhecimento (ZHAO; XIAO, *et al.*, 2018). O magnésio também é capaz de aumentar significativamente a resistência ao relaxamento de tensão da liga Cu-Cr (SUN; PENG, *et al.*, 2021).

## 2.2.4 Cobre-Zinco

### 2.2.4.1 Introdução

As ligas de latão são formadas, predominantemente, por dois elementos químicos: o cobre (Cu) e o zinco (Zn) em uma combinação que varia de 5% a 45% de Zn (MATESO, 2006). Desta mistura se obtém um material com boas características mecânicas, quando comparado ao cobre em estado puro, como, por exemplo, aumento da resistência mecânica, dureza e ductilidade e diminuição do ponto de fusão, densidade e custo (QUINTA, 2018). De forma geral possui uma



combinação de resistência mecânica, ductilidade, dureza, condutividade, usinabilidade, resistência ao desgaste e à corrosão o que faz que seja utilizado em diversas aplicações industriais (CALLCUT, 1996). Além disso se trata de um material relativamente barato, com propriedades antibacterianas e que tolera tratamentos de superfície como a cromagem e a niquelagem, o que o faz presente nas mais diversas aplicações domésticas, principalmente para a produção de metais sanitários (MATESO, 2006).

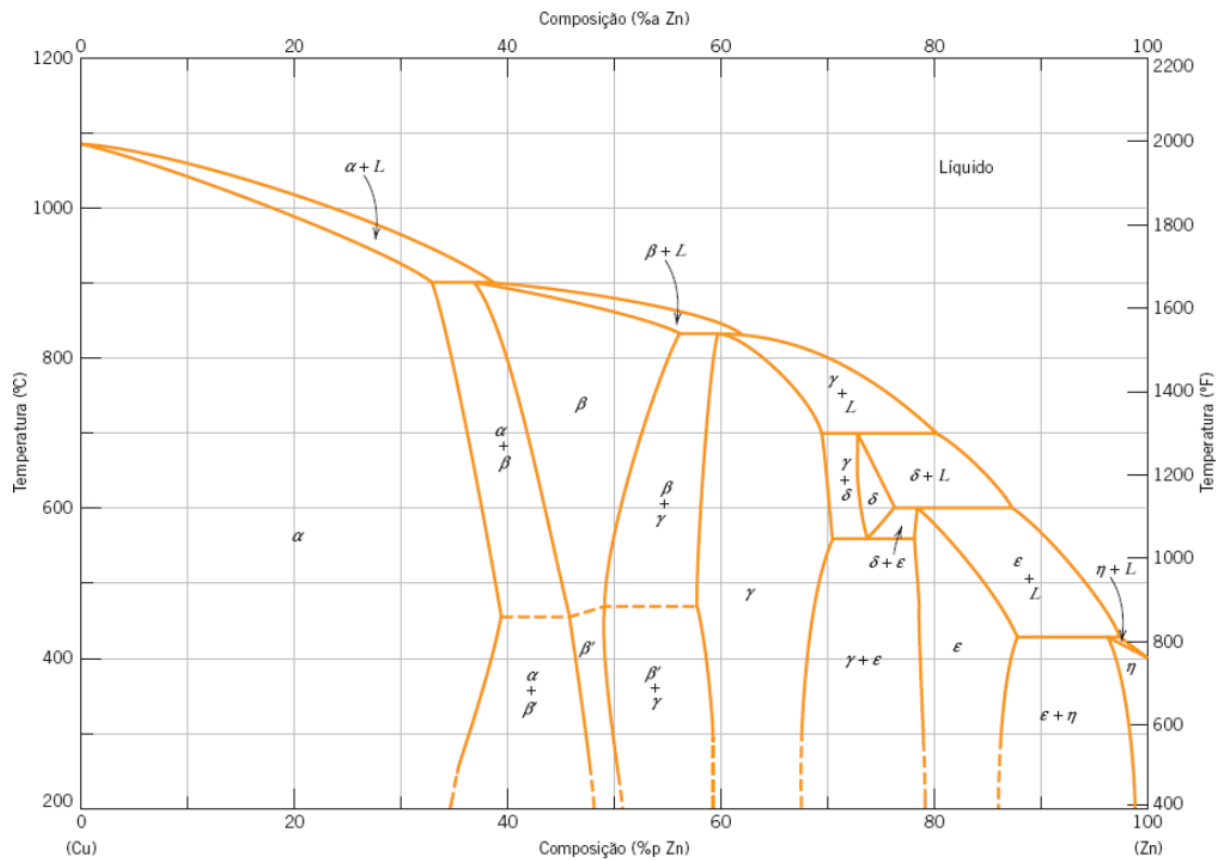
Sua versatilidade se estende também aos processos de fabricação, podendo ser encontrado na forma fundida, extrudada, laminada, estampada à quente e forjada à frio (CALLCUT, 1996).

#### 2.2.4.2 Composição química

Algumas características da microestrutura do cobre e do zinco apresentam diferenças que limitam a sua solubilidade, o cobre possui uma estrutura cúbica de face centrada (CFC) e o zinco possui estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). Todavia o efeito negativo do formato do reticulado cristalino deste par binário na sua solubilidade é compensado pela pequena diferença entre os diâmetros dos átomos, cerca de 4% (MATESO, 2006).

As ligas de latão comerciais são formadas por uma microestrutura composta por duas fases: a fase alfa ( $\alpha$ ) e a fase beta ( $\beta$ ) o diagrama da Figura 15 descreve as diferentes fases formadas pelo sistema binário Cu-Zn em função da temperatura.

Figura 15 - Diagrama de fases Cu-Zn



Fonte: (CALLISTER; RETHWISCH, 2020)

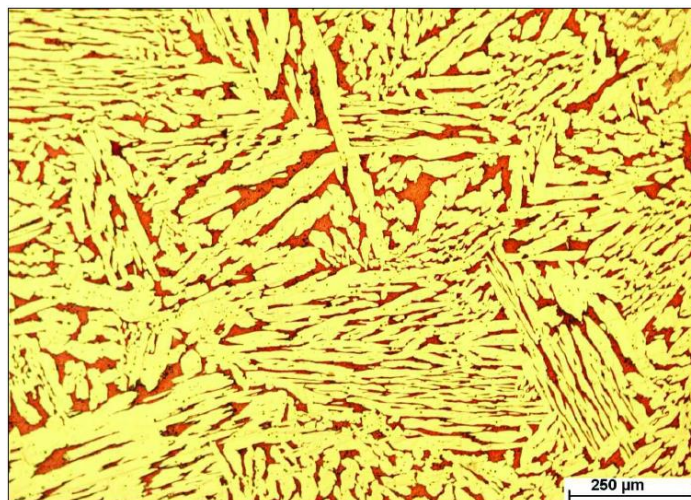
Em uma proporção de até aproximadamente 30% de Zn na composição a liga se solidifica em uma única fase  $\alpha$  com estrutura cúbica de face centrada (CFC) similar à do cobre puro (QUINTA, 2018).

As ligas com estas características abrangem uma grande faixa de solidificação que tem como principal característica o crescimento de dendritas à medida em que se solidifica lentamente, levando a uma microestrutura composta por grãos uniaxiais. A formação de dendritas pode ocasionar o aparecimento de micro poros no contorno de grão em função de dificultar o acesso do metal líquido. Estes micro poros, apesar de toleráveis, podem alterar de maneira negativa algumas propriedades mecânicas e podem ser evitados com uma maior velocidade de escoamento da liga para evitar a solidificação antecipada (ASM, 1994).

Com teores de Zn entre 35 e 50% a mistura começa a apresentar duas fases distintas: fase  $\alpha$  e fase  $\beta$ . A fase  $\beta$  possui estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), mais dura e resistente do que a estrutura da fase  $\alpha$  (CASTRO, 2008). Estas ligas também se solidificam através da formação de dendritas, porém, nestes casos, quase não há a presença de micro porosidades em função da menor faixa de solidificação. A taxa de formação de fase  $\beta$  pode ser afetada pela quantidade presente de Zn e Al e pela taxa de resfriamento após a solidificação (ASM, 1994).

Acima de 50% de Zn a liga irá apresentar uma nova fase não metálica, a fase  $\gamma$ , esta é muito dura e frágil e sem aplicação industrial (MATESO, 2006). A Figura 16 contém a microestrutura de uma liga de latão e suas diferentes fases.

Figura 16 - Micrografia de campo claro por luz refletida mostrando a estrutura de fases  $\alpha$  e  $\beta$  das barras de latão



Fonte: (PANTAZOPOULOS; VAZDIRVANIDIS, 2008)

A estrutura mostrada na figura acima pode ser caracterizada como uma morfologia de *Widmanstätten* e é composta pela fase  $\alpha$  (mais clara) que está contida em matriz  $\beta$  (mais escura) (PANTAZOPOULOS; VAZDIRVANIDIS, 2008).

Em latões binários, é possível observar com certa nitidez o percentual de Zn

na liga em função da sua aparência. A Tabela 6 indica a tonalidade de cores do latão e o percentual de Zn presente na liga:

Tabela 6 - Apresentação da tonalidade da liga de latão em função da quantidade de Zn

% de Zinco	Cor do Latão
2	Cobre
10	Ouro velho
15-20	Avermelhada (latão vermelho)
30-35	Amarelo brilhante (latão amarelo)
40	Amarelo claro

Fonte: adaptado de Mateso (2006)

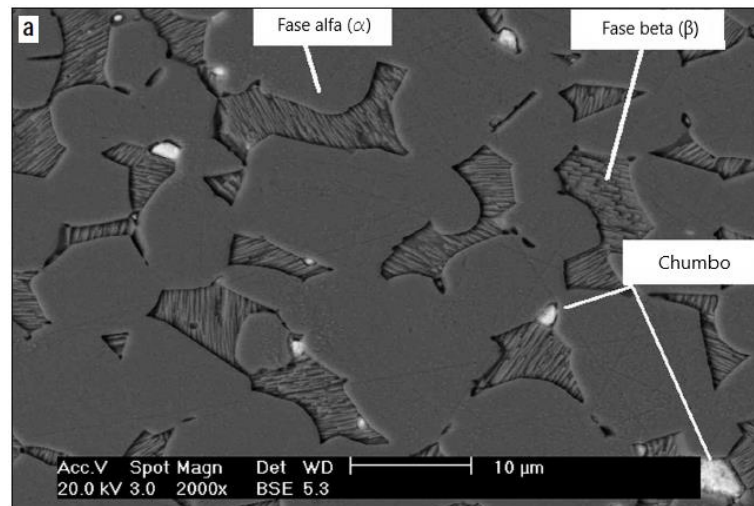
É perceptível que, conforme a quantidade de Zn aumenta na composição do latão, a aparência tende ao espectro de cores amarelo. Apesar de ser uma forma grosseira de identificação das ligas, as diferentes cores também são uma característica única do material, que faz com que o latão seja muito utilizado em adornos e na construção civil (ASM, 1994).

Além da composição binária, outros elementos podem ser adicionados à liga de modo a obter determinadas propriedades mecânicas: estas ligas com adição de outros elementos químicos em menor quantidade são as chamadas ligas de latão ternárias ou quaternárias dependendo da quantidade de elementos adicionados. Os materiais mais utilizados para esta finalidade são o chumbo (Pb), silício (Si), alumínio (Al), ferro (Fe), estanho (Sn), níquel (Ni) e (QUINTA, 2018).

O Pb apresenta uma boa aplicabilidade em ligas fundidas uma vez que evita o aparecimento de rechupes e facilita a presença da fase  $\beta$  na microestrutura. O principal propósito de sua aplicação é para aumentar a usinabilidade, uma vez que não há sua ligação com o Cu e Zn, sua presença de cerca de 0,3 a 3,5% em teor acaba fragilizando o contorno de grão, o que facilita a quebra do cavaco no processo de usinagem (PANTAZOPOULOS; VAZDIRVANIDIS, 2008). Embora seus efeitos sejam benéficos sua toxicidade acaba tornando inviável sua inclusão em determinadas aplicações, além disso a presença do Pb acaba reduzindo as taxas de deformação à frio da liga (MATESO, 2006).

Na Figura 17 além de ser possível observar as diferentes fases formadas na microestrutura do latão também é possível notar a presença do chumbo (Pb) principalmente na interface entre as fases em função desta região ser altamente energética (PANTAZOPOULOS; VAZDIRVANIDIS, 2008).

Figura 17 - Micrografia eletrônica de varredura mostrando a estrutura de fases das barras de latão.



Fonte: Adaptado de Pantazopoulos; Vazdirvanidis (2008)

O silício pode ser utilizado como elemento formador da fase  $\beta$  e deixar a liga mais dura e resistente. Deve-se evitar a inclusão de mais de 0,05% deste material de forma não haver a formação de pontos de elevada dureza, principalmente quando em contato com elementos como ferro e manganês (QUINTA, 2018).

O alumínio é utilizado nas ligas de latão para melhorar a fluidez e garantir uma maior resistência à corrosão, além de facilitar a estabilização da fase  $\beta$  na liga. Sua presença ajuda a elevar a resistência mecânica e conseqüentemente pode tornar a liga mais frágil (CASTRO, 2008).

O ferro pode ser adicionado como um elemento para reduzir o tamanho dos grãos na microestrutura, melhorando a resistência mecânica e reduzindo o aparecimento de trincas em peças de geometria complexas. Todavia, quando em grandes quantidades pode ocasionar a presença de regiões de elevada dureza na microestrutura (MATESO, 2006).

O estanho age nas ligas de latão de modo a melhorar a resistência à corrosão e é utilizado em aplicações com ambientes agressivos tais como os litorâneos, por exemplo. Não se deve utilizar níveis superiores a 0,3% de modo a evitar o aparecimento de trincas (CASTRO, 2008).

O níquel é utilizado para o aumento da resistência à corrosão, contudo devido ao seu custo relativamente elevado, o percentual diluído na liga é baixo. Outros elementos como, fósforo, arsênio, antimônio, bismuto e magnésio podem ser utilizados e proporção muito baixa para melhoria da resistência a corrosão e dezincificação (QUINTA, 2018).

#### 2.2.4.3 Principais propriedades mecânicas

Na condição de amolecido ou recozido o latão possui alta ductilidade e resistência mecânica, porém quando trabalhado à frio a sua resistência cai drasticamente. Além disso as ligas de latão com um percentual de zinco entre 20% e 30%, apresentam estrutura monofásica, possuem como característica uma boa resistência mecânica e ainda podem ser facilmente deformadas, inclusive com mais facilidade do que ligas de cobre puro ou com teor de zinco menor do que 20% (ASM, 2008). Este tipo de liga é especialmente utilizado para a fabricação de itens decorativos para construção civil de modo que é possível se obter geometrias complexas, com grande ductilidade e sem grandes perdas na resistência mecânica (MATESO, 2006).

As ligas de latão que apresentam teor de zinco acima de 35%, ou seja, possuem uma estrutura bifásica, tem uma maior resistência mecânica e são largamente utilizadas em aplicações industriais. Como a fase  $\beta$  possui uma elevada dureza a frio, a deformação a quente é a mais indicada para este tipo de liga. Além disso a grande diferença de dureza entre as fases cria uma estrutura que propicia pontos de fragilidade que facilitam a quebra do cavaco no processo de usinagem, facilitando a usinagem do material (MATESO, 2006).

Tabela 7 - Propriedades Mecânicas das Principais Ligas de Latão

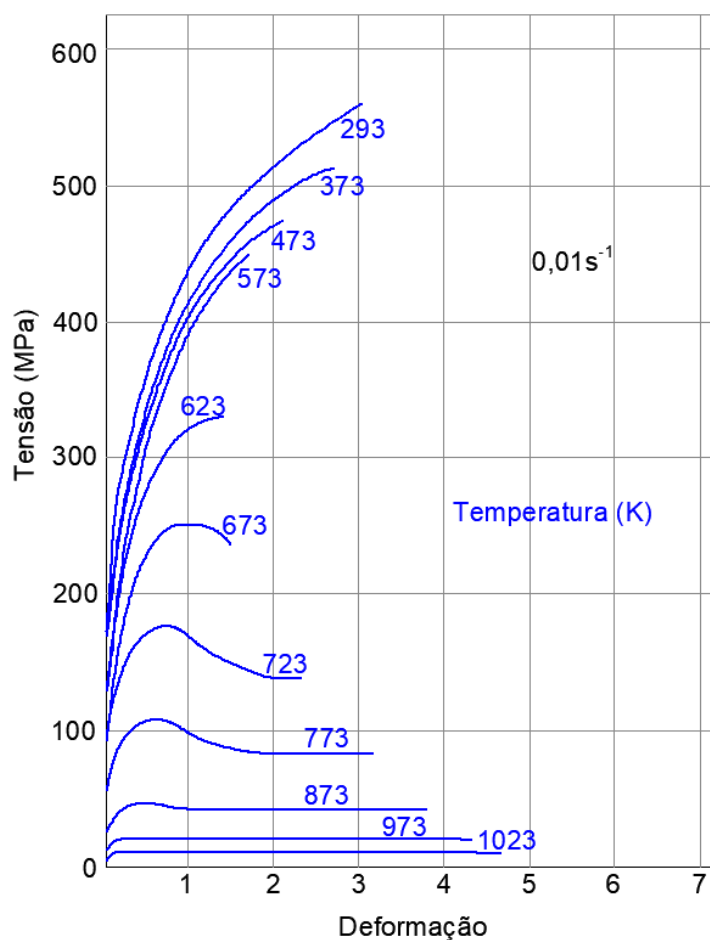
Liga (ASTM)	Composição Química (%) em peso	Limite de resistência à tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Brinell (HB)	Limite de resistência à fadiga (MPa)
C210	95Cu 5Zn	270-550	100-380	45-3	65-120	-
C220	90Cu 10Zn	270-570	90-420	50-4	55-125	70-160
C230	85Cu 15Zn	310-600	100-420	50-4	60-135	105-170
C240	80Cu 20Zn	310-640	120-480	52-3	65-155	100-185
C260	70Cu 30Zn	330-850	120-540	62-3	65-160	75-200
C268	66Cu 34Zn	340-860	130-550	60-3	65-165	85-155
C272	64Cu 36Zn	340-860	130-550	56-5	65-165	95-210
C280	60Cu 40Zn	380-600	160-450	40-4	85-145	110-130
C340	65Cu 34Zn 1Pb	330-550	120-460	45-8	65-135	-
C353	62Cu 36Zn 2Pb	340-700	150-460	45-2	70-125	100-195
C360	61Cu 36Zn 3Pb	360-520	150-450	40-12	75-135	140
C370	61Cu 38Zn 1Pb	380-580	180-520	40-8	80-150	-
C442	71Cu 28Zn 1Sn	340-400	130-180	65-50	65-85	160-185
C464	61Cu 38Zn 1Sn	395	160-390	40-20	90-145	150-230

Fonte: MATEO (2006)

A Tabela 7 mostra o aumento da resistência mecânica da liga à medida em que se aumenta a quantidade de Zn na composição. Além do aumento no limite de resistência, o limite de escoamento, a dureza e o limite de resistência à fadiga também aumentam com a inclusão de Zn. Os valores de alongamento tendem a decrescer com a adição de Zn na liga, demonstrando a diminuição da ductilidade em função da presença da fase  $\beta$ .

A resistência mecânica do latão tem uma grande dependência da temperatura em função das diferentes fases formadas ao longo do processo de aquecimento da liga, conforme pode-se observar no diagrama de fases. Este comportamento fica mais evidente na Figura 18 a seguir (GRONOSTAJSKI, 2001):

Figura 18 - Curvas tensão-deformação para liga de latão CuZn37 e taxa de deformação de  $0,01s^{-1}$



Fonte: Adaptado de Gronostajski (2001)

Até 500K o material tende a se comportar de forma frágil, pois não há alterações no tamanho do grão que permitam a suavização antes da ruptura. É possível notar, portanto, que com o aumento da temperatura, há uma maior sensibilidade ao incremento de calor na matriz, principalmente ao se ultrapassar cerca 500 K, temperatura onde o material tende a recristalizar dinamicamente suavizando a curva de tensão (GRONOSTAJSKI, 2001).

#### 2.2.4.4 Principais propriedades físicas

As propriedades físicas das ligas de CuZn que se destacam são: condutividade térmica e elétrica superior a diversas ligas ferrosas e não ferrosas, além de



excelente resistência à corrosão que combinadas com a elevada deformação tornam a liga uma excelente escolha em aplicações que envolvam equipamentos elétricos e eletrônicos e na condução do calor. A Tabela 8 traz os valores típicos das propriedades físicas das principais ligas de latão (ASM, 2008).

Tabela 8 - Principais propriedades físicas dos latões

Latões								
Propriedade	Unidade	90/10	20/20	Latão Alumínio	70/30	60/40	60/40 + Chumbo	Latões alta resistência
Densidade (temperatura ambiente)	g/cm <sup>3</sup>	8,8	8,6	8,3	8,5	8,4	8,5	8,1-8,4
Coefficiente linear de expansão (20°C-200°C)	x10 <sup>-6</sup> por °C	18	19	20	20	21	21	19-22
Calor específico (capacidade térmica à temperatura ambiente)	J/g°C	0,38	0,38	0,3	0,38	0,3	0,38	0,38
Condutividade térmica à 20°C	W/m°C	190	140	101	120	125	120	-
à 200°C	W/m°C	225	168	127	147	142	-	-
Condutividade elétrica (volume) à 20°C (recozido)	%IACS	44	32	23	28	28	28	-
à 200°C (recozido)	%IACS	33	25	18	22	21	-	06-19
à 20°C (trabalhado-frio)	%IACS	40	27	-	22	-	-	-
Resistividade elétrica (volume) à 20°C (recozido)	μΩm	0,039	0,054	0,075	0,062	0,062	0,062	-
à 200°C (recozido)	μΩm	0,053	0,07	0,096	0,079	0,082	-	0,055-0,096
à 20°C (trabalhado-frio)	μΩm	0,043	0,064	-	0,078	-	-	-
Módulo de elasticidade (tensão) à 20°C (recozido)	x10 <sup>3</sup> N/mm <sup>2</sup>	127	121	110	117	104	98	-
à 20°C (trabalhado-frio)	x10 <sup>3</sup> N/mm <sup>2</sup>	120-127	106-121	-	99-117	95-104	-	93-100
Módulo de rigidez (torção) à 20°C (recozido)	x10 <sup>3</sup> N/mm <sup>2</sup>	46,5	44	40	41,5	39	30	-
à 20°C (trabalhado à frio)	x10 <sup>3</sup> N/mm <sup>2</sup>	44-46,5	41,5-44	-	37-41,5	35-39	-	-

Fonte: ASM (2008)

É possível verificar na tabela que as propriedades físicas estão diretamente relacionadas ao percentual de Cu e Zn na composição da matriz. A densidade, por exemplo tende a diminuir em função da redução do percentual de Cu já que sua densidade é maior do que a do Zn à temperatura ambiente, 8,68 g/cm<sup>3</sup> e 7,14 g/cm<sup>3</sup>, respectivamente (CRC PRESS, 2004). Com relação ao coeficiente de expansão

linear da liga: é considerado estável, porém com o aumento da quantidade de Zn há também um aumento nestes valores. Esse comportamento é especialmente importante em ligas fundidas, na análise da contração do metal líquido à medida em que é resfriado no molde.

A condutividade térmica das ligas diminui em função do aumento dos níveis de Zn, isso se deve, principalmente em função da diminuição da quantidade de cobre, que possui valores de condutividade térmica mais elevados do que a do Zinco, 401 W/(m.K) e 116 W/(m.K), respectivamente (INCROPERA, 2008).

A condutividade elétrica diminui e a resistividade aumenta à medida em que se eleva o percentual de Zn na liga em função do Cu no estado puro ser um excelente condutor e ter baixa resistividade, cerca de  $1,543 \times 10^{-8} \Omega\text{m}$  perante  $5,46 \times 10^{-8} \Omega\text{m}$  do Zn (CRC PRESS, 2004).

Tanto módulo de elasticidade quanto de rigidez diminuem à medida em que o teor de Cu na liga é reduzido percentualmente. Isto se deve à presença da fase  $\beta$  que possui valores de resistência mecânica maiores em função de apresentar uma estrutura atômica CCC em detrimento da fase  $\alpha$  que apresente estrutura cristalina CFC (MATESO, 2006). Os valores de calor específico pouco se alteram em função da composição.

## **2.3 Difusão atômica**

### **2.3.1 Introdução**

Muitas reações e processos importantes no que se refere a materiais dependem da transferência de massa dentro de um sólido, de um líquido ou de um gás, normalmente em nível microscópico. Esta transferência é necessariamente feita por difusão, denominado como o movimento espontâneo de átomos ou moléculas para novos locais dentro de um material (STEIN, 2019; AMERICAN SOCIETY FOR METALS, 1961).

As primeiras menções ao tema da difusão em metais se iniciaram no final do

século XIX por Robert Austen. (NEUMANN; TUIJN, 2009). Uma série de outros trabalhos serviram de base para Austen, da mesma forma que o trabalho de Austen marcou o início da evolução no estudo do fenômeno de difusão atômica, seja ele em meio líquido, sólido ou gasoso. A Tabela 9 a seguir possui a cronologia de algumas contribuições significativas para a difusão mássica (atômica) até o século XX (CREMASCO, 2019).

Tabela 9 - Cronologia de algumas contribuições significativas para a difusão mássica até o século XX

<b>Cientista</b>	<b>Ano</b>	<b>Contribuição</b>
Boyle	1684	Observação da difusão de zinco em uma moeda de cobre
Nollet	1752	Observação do fenômeno da osmose
Fourier	1822	Livro: <i>Theorie analytique de la chaleur</i>
Dutrochet	1827	Trabalhos experimentais sobre osmose
Brown	1828	Observação do movimento errático de partículas microscópicas
Graham	1833	Estudos experimentais sobre difusão de gases
Poiseuille	1846	Estudos experimentais sobre escoamento de água em capilares
Graham	1850	Estudos experimentais sobre difusão em líquidos
Lorde Kelvin	1851	Formulação da 2ª lei da termodinâmica
Fick	1855	Aplicação dos modelos de Fourier para a difusão mássica
Darcy	1856	Estudo do escoamento em meios porosos
Clausius	1858	Introdução do conceito de caminho livre médio
Maxwell	1859-1867	Utilização da teoria cinética dos gases em fenômenos de transporte
Clausius	1865	Introdução do conceito de entropia
Gibbs	1865	Livro: <i>On the equilibrium of hetenogeneous substances</i>
Van't Hoff	1887	Desenvolvimento da teoria da pressão osmótica por analogia à lei dos gases
Nernst	1888	Interpretação da 1ª lei de Fick em termos de forças e resistências
Arrhenius	1889	Dependência da constante de velocidade de reação química com a temperatura
Roberts-Austen	1896	Estudo experimental sobre difusão em sólidos cristalinos (metálicos)
Einstein	1905	Movimento browniano e equação para o coeficiente de difusão em líquidos
Langevin	1908	Introdução de equação diferencial estocástica para o movimento browniano

Langmuir e Dushman	1922	Extensão da equação de Arrhenius para o coeficiente de difusão em sólidos
Frenkel	1926	Difusão mássicas em sólidos metálicos através de defeitos locais
Onsager	1931	Reciprocidade na interferência mútua de processos irreversíveis e simultâneos
Kirkendall	1946	Interdifusão atômica na interface entre dois metais
Bohm	1946	Estudo da difusão em plasma
Crank	1956	Livro: <i>The mathematics of diffusion</i>
Taylor e Krishna	1993	Livro: <i>Multicomponent mass transfer</i>

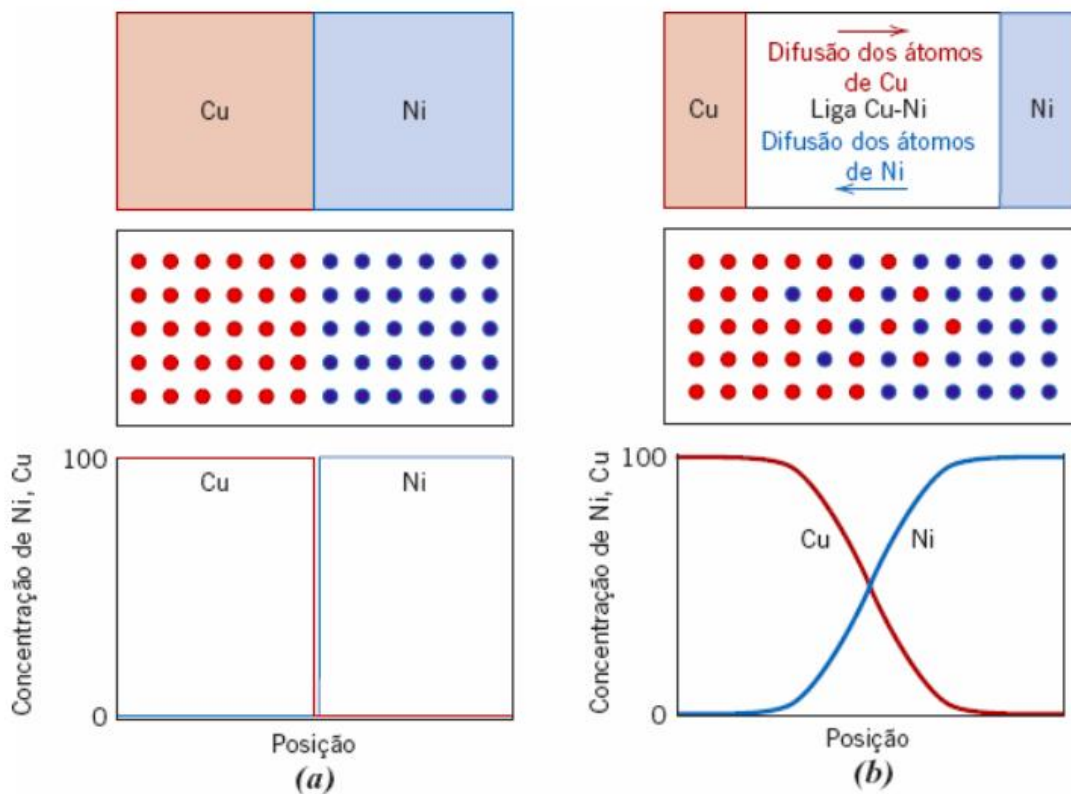
---

Fonte: Adaptado de Cremasco (2019)

Uma forma de representar o processo de difusão consta na Figura 19, onde um par de metais inicialmente é unido de forma que haja contato entre faces de ambos os metais, como na Figura 19a. Posteriormente a dupla é aquecida até uma alta temperatura, inferior à temperatura de fusão dos metais, por um período elevado, para então posteriormente ser resfriado até a temperatura ambiente. O resultado é o demonstrado na Figura 19b, com a difusão de átomos de Cu no corpo de Ni e vice-versa (CALLISTER; RETHWISCH, 2020).

A Figura 19 apresenta na coluna (a) o par de metais Cu-Ni antes da difusão e na coluna (b) após a difusão. Respectivamente de cima para baixo cada imagem representa: as características do par de metais expostos à difusão, a representação esquemática da distribuição das posições dos átomos e as concentrações de cada elemento em posição determinada ao longo do par de metais (CALLISTER; RETHWISCH, 2020).

Figura 19 - Representação do processo de difusão entre um par de metais



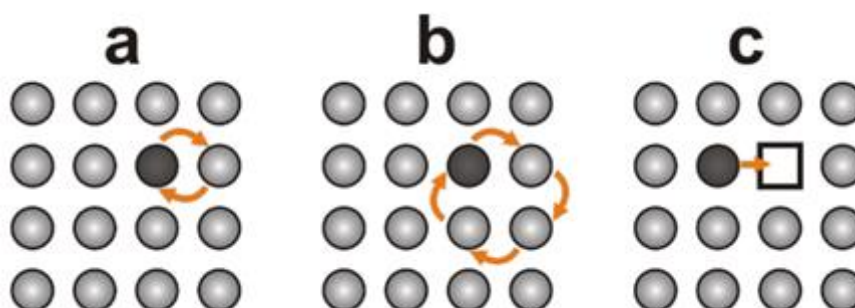
Fonte: Adaptado de Callister; Rethwisch (2020)

Dentre os modelos aceitos para movimentação atômica por difusão dois são dominantes: difusão por lacunas e intersticial, sendo ambos diferenciados pela obrigatoriedade da existência de espaços para difusão por lacunas (PAUL; LAURILA, *et al.*, 2014).

### 2.3.2 Difusão por lacunas

A difusão por lacunas é o mecanismo que descreve a troca de um átomo de uma posição normal da rede para uma posição vaga ou lacuna na rede cristalina. Este modelo, representado na Figura 20c se difere dos modelos de difusão atômica de troca direta (Figura 20a) e o mecanismo de anel (Figura 20b), por exigir a presença de uma lacuna ou vacância para movimentação do átomo (MEL; NAKAMURA; BITTENCOURT, 2015).

Figura 20 - Mecanismos de difusão por troca direta (a) de anel (b) e por lacunas (c)



Fonte: Mel; Nakamura; Bittencourt (2015)

A extensão do processo de difusão por este mecanismo portanto é definida pelo número desses defeitos na rede. Em temperaturas elevadas a concentração de lacunas aumenta, aumentando a incidência de difusão atômica (MEL; NAKAMURA; BITTENCOURT, 2015; ASKELND; FULAY; BHATTACHARYA, 2014).

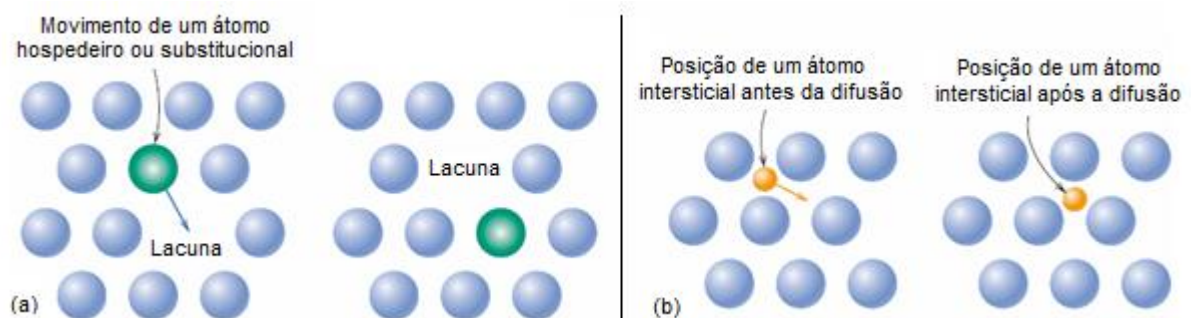
A movimentação do átomo por difusão gera uma nova lacuna no metal de origem. Como o processo de difusão ocorre nos dois sentidos (Figura 19b) a concentração de vacâncias ao final do processo de difusão é determinada pela diferença dos coeficientes de difusão do par de metais, onde, o metal que possui o maior coeficiente terá maior ocorrência de lacunas. Esta diferença ocorre tanto na autodifusão quanto na interdifusão, sendo no segundo fenômeno os átomos hospedeiros substituídos por impurezas (CALLISTER; RETHWISCH, 2020).

Uma diferença elevada de coeficientes de difusão acarreta considerável número de espaços na rede do metal de maior fluxo de átomos difundidos. Ernest Oliver Kirkendall (1914-2005) e outros colaboradores deram início ao estudo dos efeitos desta diferença (NAKAJIMA, 1997). Seu trabalho mudou os pontos de vista sobre o mecanismo atômico de difusão, pois até então o tema somente era estudado com o intuito de evitar os possíveis problemas do processo. Hoje os mecanismos difusivos são aplicados em nanomateriais, nas áreas de biotecnologia, na fabricação de baterias, sensores, fotodetectores e outros (MEL; NAKAMURA; BITTENCOURT, 2015).

### 2.3.3 Difusão intersticial

A difusão intersticial é o mecanismo responsável pela difusão de impurezas como hidrogênio, carbono, nitrogênio e oxigênio. Os átomos destes componentes são pequenos o suficiente para se encaixar nas posições intersticiais da rede, não sendo necessário uma lacuna entre dois átomos para ocorrer a difusão. Esta posição intersticial está ilustrada na Figura 21b (CALLISTER; RETHWISCH, 2020).

Figura 21 - Mecanismos de difusão por lacuna e intersticial



Fonte: Callister; Rethwisch (2020)

Enquanto Kirkendall contribuiu com o efeito de Kirkendall, Yakov Ilich Frenkel (1894-1952), em 1926 (antes de Kirkendall) introduziu a ideia de que a difusão atômica em sólidos cristalinos ocorre através de defeitos locais (interstícios) entre átomos que compõem a estrutura cristalina. Concluiu também que a difusão ocorre devido a um conjunto de saltos atômicos elementares. Frenkel então enunciou o defeito de Frenkel, que sugeriu que a agitação térmica provoca transições de átomos de suas posições normais no retículo cristalino para posições intersticiais, deixando vazio nesta mesma estrutura (CREMASCO, 2019).

Devido a esta característica de sua movimentação, na maioria das ligas metálicas, a difusão intersticial ocorre com maior frequência em relação a difusão substitucional. Além da proporção em relação ao tamanho do átomo para realizar o movimento, há muito mais posições intersticiais do que lacunas num mesmo elemento. A frequência de ocorrência dos fenômenos está ligada também a quantidade de energia necessária para ocorrência de cada um, chamada de energia

de ativação para difusão (ASKELND; FULAY; BHATTACHARYA, 2014).

### 2.3.4 Energia de ativação para a difusão

Para que ocorra a difusão é necessário energia para que o átomo se mova de sua posição original na rede, seja ela intersticial ou não, para sua nova posição. Esta energia pode ser definida com a energia de ativação  $Q$  (MEHRER, 2007). Esta energia térmica depende de qual fenômeno está sendo aplicado. Na Tabela 10 há diversos valores de energia de ativação para diversos materiais (ASKELND; FULAY; BHATTACHARYA, 2014; CALLISTER; RETHWISCH, 2020).

Tabela 10 - Dados de difusão para materiais

Espécie em Difusão	Metal Hospedeiro	$D_0$ (m <sup>2</sup> /s)	$Q_d$ (J/mol)
Difusão Intersticial			
C <sup>b</sup>	Fe ( $\alpha$ ou CCC) <sup>a</sup>	$1,1 \times 10^{-6}$	87.400
C <sup>c</sup>	Fe ( $\gamma$ ou CFC) <sup>a</sup>	$2,3 \times 10^{-5}$	148.000
N <sup>b</sup>	Fe ( $\alpha$ ou CCC) <sup>a</sup>	$5,0 \times 10^{-7}$	77.000
N <sup>c</sup>	Fe ( $\gamma$ ou CFC) <sup>a</sup>	$9,1 \times 10^{-5}$	168.000
Autodifusão			
Fe <sup>c</sup>	Fe ( $\alpha$ ou CCC) <sup>a</sup>	$2,8 \times 10^{-4}$	251.000
Fe <sup>c</sup>	Fe ( $\gamma$ ou CFC) <sup>a</sup>	$5,0 \times 10^{-5}$	284.000
Cu <sup>d</sup>	Cu (CFC)	$2,5 \times 10^{-5}$	200.000
Al <sup>c</sup>	Al (CFC)	$2,3 \times 10^{-4}$	144.000
Mg <sup>c</sup>	Mg (HC)	$1,5 \times 10^{-4}$	136.000
Zn <sup>c</sup>	Zn (HC)	$1,5 \times 10^{-5}$	94.000
Mo <sup>d</sup>	Mo (CCC)	$1,8 \times 10^{-4}$	461.000
Ni <sup>d</sup>	Ni (CFC)	$1,9 \times 10^{-4}$	285.000
Interdifusão (Lacuna)			
Zn <sup>c</sup>	Cu (CFC)	$2,4 \times 10^{-5}$	189.000
Cu <sup>c</sup>	Zn (HC)	$2,1 \times 10^{-4}$	124.000
Cu <sup>c</sup>	Al (CFC)	$6,5 \times 10^{-5}$	136.000
Mg <sup>c</sup>	Al (CFC)	$1,2 \times 10^{-4}$	130.000
Cu <sup>c</sup>	Ni (CFC)	$2,7 \times 10^{-5}$	256.000
Ni <sup>d</sup>	Cu (CFC)	$1,9 \times 10^{-4}$	230.000

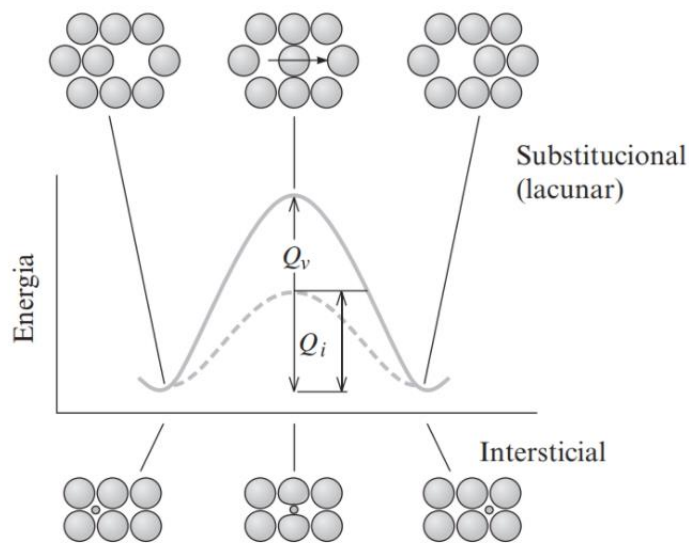
Fonte: Adaptado de Callister; Rethwisch (2020)

Na Tabela 10 é possível observar a quantidade maior de energia necessária para difusão heterogênea (difusão de lacunas) em detrimento da difusão intersticial.



Enquanto as anotações de energia para difusão intersticial variaram de 77000 J/mol a 168000 J/mol, para ativação da difusão de lacunas a variação foi de 124000 J/mol a 256000 J/mol. O gráfico da Figura 22 demonstra a energia consumida em função da posição do átomo deslocado (ASKELND; FULAY; BHATTACHARYA, 2014).

Figura 22 - Gráfico de energia consumida em função da posição do átomo para os mecanismos de difusão substitucional e Intersticial



Fonte: Askelnd, Fulay, & Bhattacharya (2014)

### 2.3.5 Primeira lei de Fick

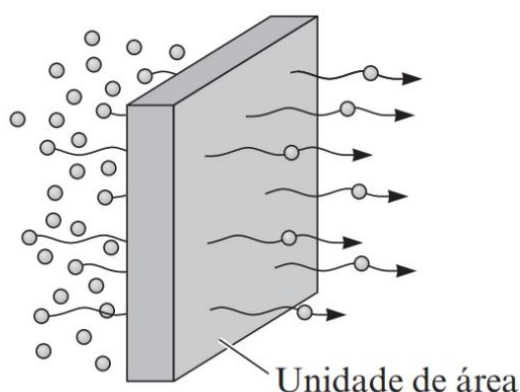
Independente do mecanismo de difusão, o tempo de exposição à condição difusiva é determinante para a quantidade de massa que será transportada. Devido a necessidade, para muitas aplicações, de determinar a quantidade de massa difundida em função do tempo, ou de equacionar qual o tempo necessário para que a difusão desejada ocorra, esta relação pode ser expressa em forma de uma taxa de transferência de massa. *Adolf Eugen Fick* em 1855 elaborou a equação 1 para o fluxo de massa transportado por difusão: a primeira lei de Fick (MEHRER, 2007).

$$J = -D \frac{dc}{dx} \quad (\text{Equação 1})$$

Nesta lei de Fick, o fluxo  $J$  corresponde ao número de átomos que passam por

unidade de área por unidade de tempo (Figura 23),  $D$  é o coeficiente de difusão ( $\text{cm}^2/\text{s}$ ) e  $dc/dx$  é o gradiente de concentração ( $\text{átomos}/\text{cm}^3 * \text{cm}$ ). Este gradiente também pode ser expresso como porcentagem de átomos (% at.), porcentagem de massa (% massa), porcentagem molar (% mol), fração de átomos e fração de mol, com a unidade do fluxo  $J$  variando de modo correspondente (ASKELND; FULAY; BHATTACHARYA, 2014).

Figura 23 - Representação do fluxo de difusão por unidade de área

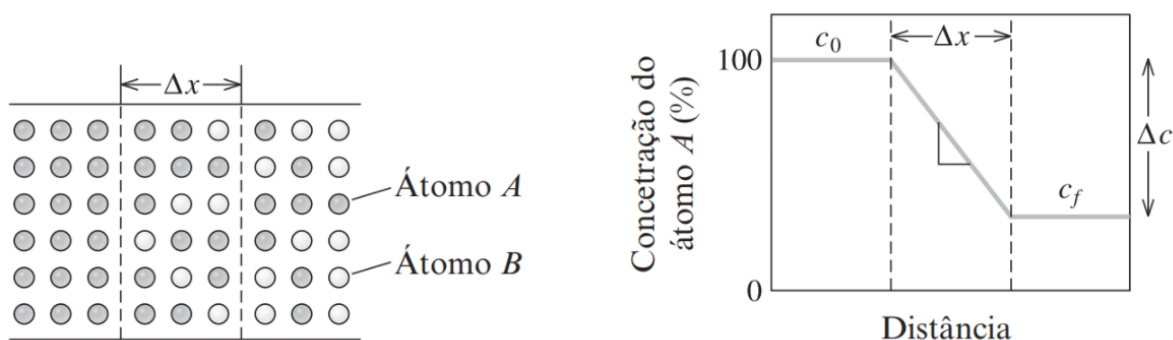


Fonte: Askelnd, Fulay, & Bhattacharya (2014)

A 1ª lei de Fick estabelece que o fluxo de átomos ocorre de uma região de maior concentração para uma de menor concentração, sendo também denominada de lei fenomenológica, por ser a força motriz, uma força motriz de concentração ( $dc/dx$ ) e tem como base para seu módulo o tamanho da diferença de concentração, portanto,  $\Delta dc/dx \neq 0$  para que haja difusão (CREMASCO, 2019).

Atenção especial precisa ser dada ao gradiente de concentração  $dc/dx$ . O fluxo  $J$  é constante somente se a concentração dos componentes em ambos os materiais do par difusivo permanecer inalterado. (VLACK; H., 1970). O gradiente de concentração pode ser criado quando dois materiais de diferentes composições são postos em contato. A Figura 24 mostra a variação da concentração  $\Delta c$  do átomo A ao longo da distância  $\Delta x$  (ASKELND; FULAY; BHATTACHARYA, 2014).

Figura 24 - Variação da concentração  $\Delta c$  do átomo A ao longo da distância  $\Delta x$



Fonte: Askelnd, Fulay, & Bhattacharya (2014)

Em muitos casos as composições variam à medida que os átomos são redistribuídos, por isso, é comum que no início do processo o fluxo seja elevado e, após, reduza com a queda do gradiente de concentração. Outra variação que pode ocorrer em termos do gradiente de concentração é quando um dos corpos do par difusivo está no estado gasoso ou líquido (como na fundição), uma vez que nestes estados os materiais têm uma microestrutura de não equilíbrio (PAUL; LAURILA, *et al.*, 2014)

### 2.3.6 Segunda lei de Fick

A segunda lei de Fick descreve a difusão de átomos em regime transiente, sendo expressa pela equação 2. Como se pode observar, esta equação é do tipo diferencial, podendo ser simplificada ao se estabelecer a condição de contorno de não variação do coeficiente de difusão  $D$  em função da posição  $x$  e da concentração  $c$ , resultando na equação 3 simplificada (ARAÚJO; MÁRQUEZ, 2018).

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial c}{\partial x} \right) \quad (\text{Equação 2})$$

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \left( \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \right) \quad (\text{Equação 3})$$

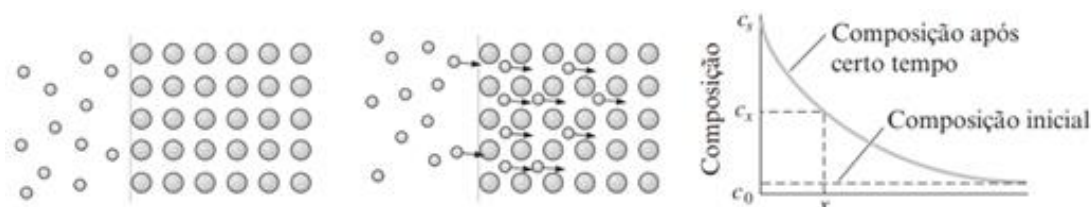
Mesmo simplificada, a solução da equação da segunda lei de Fick depende das condições iniciais de contorno. Uma das condições mais aplicadas é a da equação 4 a seguir. Nela foi determinado que  $c_s$  é a concentração dos átomos na

superfície do material,  $c_0$  é a concentração uniforme inicial dos átomos que estão sendo difundidos e  $c_x$  a concentração dos átomos no local onde se deseja calcular, após o tempo  $t$ .

$$\frac{c_s - c_x}{c_s - c_0} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \quad (\text{Equação 4})$$

A Figura 25 a seguir representa a variação da composição com o tempo conforme as condições de contorno aplicadas (ASKELND; FULAY; BHATTACHARYA, 2014; ARAÚJO; MÁRQUEZ, 2018).

Figura 25 - Difusão de átomos na superfície de um material



Fonte: Askelnd, Fulay, & Bhattacharya (2014)

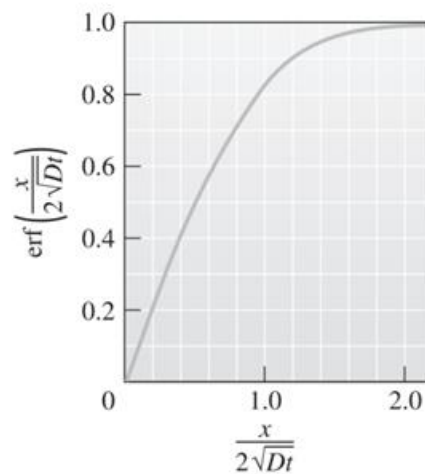
A equação 4 possui uma função erro  $\operatorname{erf}(x)$ . Ela pode ser estimada com o auxílio da Tabela 11 ou do gráfico da Figura 26, além de por meio de softwares como *Excel* e *Matlab* (ASKELND; FULAY; BHATTACHARYA, 2014).

Tabela 11 - Tabulação de Valores para a Função Erro

z	erf(z)	z	erf(z)	z	erf(z)
0	0	0,55	0,5633	1,3	0,934
0,025	0,0282	0,6	0,6039	1,4	0,9523
0,05	0,0564	0,65	0,642	1,5	0,9661
0,1	0,1125	0,7	0,6778	1,6	0,9763
0,15	0,168	0,75	0,7112	1,7	0,9838
0,2	0,2227	0,8	0,7421	1,8	0,9891
0,25	0,2763	0,85	0,7707	1,9	0,9928
0,3	0,3286	0,9	0,797	2	0,9953
0,35	0,3794	0,95	0,8209	2,2	0,9981
0,4	0,4284	1	0,8427	2,4	0,9993
0,45	0,4755	1,1	0,8802	2,6	0,9998
0,5	0,5205	1,2	0,9103	2,8	0,9999

Fonte: Adaptado de Callister; Rethwisch (2020)

Figura 26 - Argumentos e os correspondentes valores da função erro



Fonte: Askelnd, Fulay, & Bhattacharya (2014)

A função erro  $\text{erf}(x)$  pode ainda ser definida matematicamente por meio da equação 5. Esta opção auxilia a automatização do cálculo da função erro por meio de softwares (ASKELND; FULAY; BHATTACHARYA, 2014).

$$\text{erf}(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x \exp(-y^2) dy \quad (\text{Equação 5})$$

É válido mencionar que a equação 4 é somente uma das possíveis soluções da lei de Fick, sendo ela de grande interesse para engenharia de materiais, pois além de descrever a variação da concentração do material em função do tempo, se tem a resposta em termos da distância, mas somente com o coeficiente de difusão  $D$  constante. Portanto, a segunda lei de Fick fornece base científica de várias tecnologias de processamento de materiais mediante a variação de suas condições de contorno (MEHRER, 2007).

### 2.3.7 Fatores que influenciam a difusão

#### 2.3.7.1 Temperatura e coeficiente de difusão

A quantidade de átomos a serem transportados dentro de um processo de difusão é diretamente proporcional à temperatura em que o par de metais é aquecido. Isto ocorre porque a energia para realização da difusão é de origem

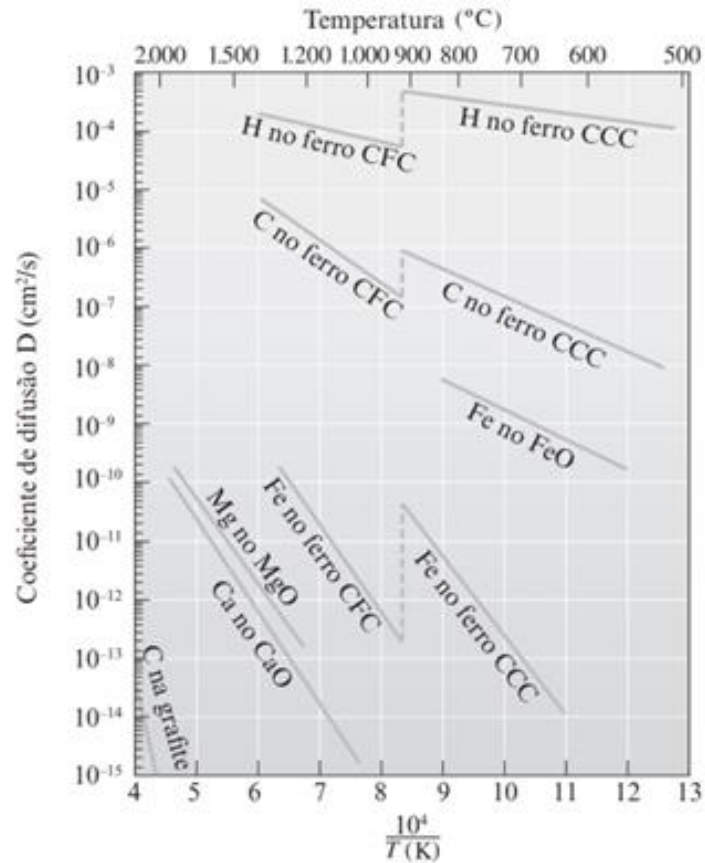
vibracional, portanto, em uma maior temperatura se tem maior agitação dos átomos (VLACK; H., 1970).

O coeficiente de difusão é diretamente proporcional à quantidade de átomos que serão difundidos. O mesmo coeficiente depende em grande parte da temperatura. Esta relação de reação ou difusividade é geralmente referida como “lei de Arrhenius”, se referindo ao nome do cientista sueco *Svante August Arrhenius* (1859-1927) (STEIN, 2019; MEHRER, 2007). A equação 6 do tipo *Arrhenius* a seguir relaciona o coeficiente de difusão com a temperatura.

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (\text{Equação 6})$$

A equação demonstra que o coeficiente também é dependente da energia de ativação  $Q$ . Na equação  $R$  é a constante universal dos gases ( $1,987 \text{ cal/mol} * K$  ou  $8,314 \text{ J/mol} * K$ ) e  $T$  é a temperatura absoluta em Kelvin.  $D_0$  é uma constante para determinados sistemas de difusão e equivale ao valor do coeficiente de difusão quando a temperatura tende ao infinito. A Tabela 10 forneceu estes valores. O gráfico da Figura 27 a seguir é utilizado para se obter a dependência de  $D$  em relação a temperatura no caso de alguns metais e cerâmicas (VLACK; H., 1970).

Figura 27 - Dependência do coeficiente de difusão  $D$  com o recíproco da temperatura absoluta em metais e cerâmicas



Fonte: Askelnd, Fulay, & Bhattacharya (2014)

### 2.3.7.2 Tipos de difusão

Na difusão em volume, os átomos se movem pelo interior da rede cristalina passando de um ponto normal ou intersticial da rede para outro. Devido à presença de átomos vizinhos a energia de ativação é elevada e a taxa de difusão é considerada baixa (ASKELND; FULAY; BHATTACHARYA, 2014).

Todavia, pode ocorrer difusão também nos contornos de grão, interfaces e superfícies dos materiais. A difusão no contorno de grão é facilitada porque o empacotamento dos átomos é desordenado e menos denso nesta região, com conseqüente energia de ativação baixa (ver Tabela 12). Na difusão superficial se tem

uma facilidade ainda maior, uma vez que há menos restrição ao movimento atômico, uma vez que um dos lados é uma superfície livre (SHACKELFORD, 2012).

Tabela 12 - Efeito do local de difusão para o tório no tungstênio e para autodifusão na prata

Local de difusão	Parâmetros do coeficiente de difusão (D)			
	Tório no Tungstênio		Prata na prata	
	Do (cm <sup>2</sup> /s)	Q (cal/mol)	Do (cm <sup>2</sup> /s)	Q (cal/mol)
Superfície	0,47	66400	0,068	8900
Contornos de grão	0,74	90000	0,24	22750
Volume	1,00	120000	0,99	45700

Fonte: Shackelford (2012)

Embora este tipo de difusão no contorno de grão, também denominado de percurso de difusão de curto-circuito, ocorra com maior facilidade, na maioria das situações as contribuições para o fluxo global de difusão são insignificantes, uma vez que as áreas de seções transversais desses percursos são extremamente pequenas (CALLISTER; RETHWISCH, 2020).

### 2.3.7.3 Tempo

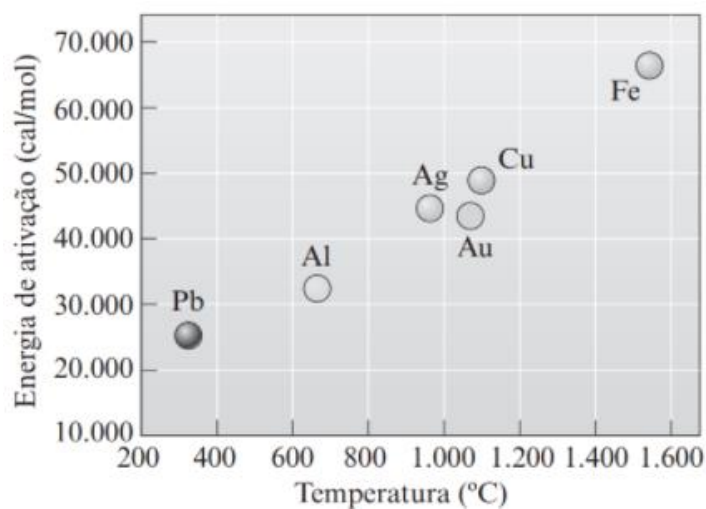
Conforme apresentado no enunciado da 1ª lei de Fick, o processo de difusão requer tempo. A unidade de fluxo atômico é átomos/cm<sup>2</sup>\*s (átomos/área\*tempo). Se for necessária uma difusão de uma quantidade maior de átomos serão necessários períodos mais longos, mesmo elevando a temperatura do par em difusão. Há também outra forma de reduzir o tempo de difusão, ao tornar a distância de difusão (referente a  $\Delta x$ ) a menor possível (ASKELND; FULAY; BHATTACHARYA, 2014).

### 2.3.7.4 Ligações Atômicas e a estrutura cristalina

Já fora mencionado que a difusão é dependente de uma energia de ativação Q, a qual depende das ligações atômicas do composto. Esta energia é mais elevada nos materiais com altas temperaturas de fusão. A figura x demonstra a energia de ativação proporcional ao ponto de fusão de alguns metais selecionados (ASKELND; FULAY; BHATTACHARYA, 2014).



Figura 28 - Aumento da energia de ativação conforme elevação do ponto de fusão do metal



Fonte: Askelnd; Fulay; Bhattacharya (2014)

Ainda sobre as ligações atômicas, os cátions (íons de carga positiva), devido ao seu tamanho reduzido, têm coeficientes de difusão superior aos ânions (íons de carga negativa). A difusão de íons também gera um fluxo de carga elétrica nos materiais iônicos, o que explica o aumento da condutividade elétrica conforme o aumento da temperatura em cerâmicas com ligações iônicas (ASKELND; FULAY; BHATTACHARYA, 2014).

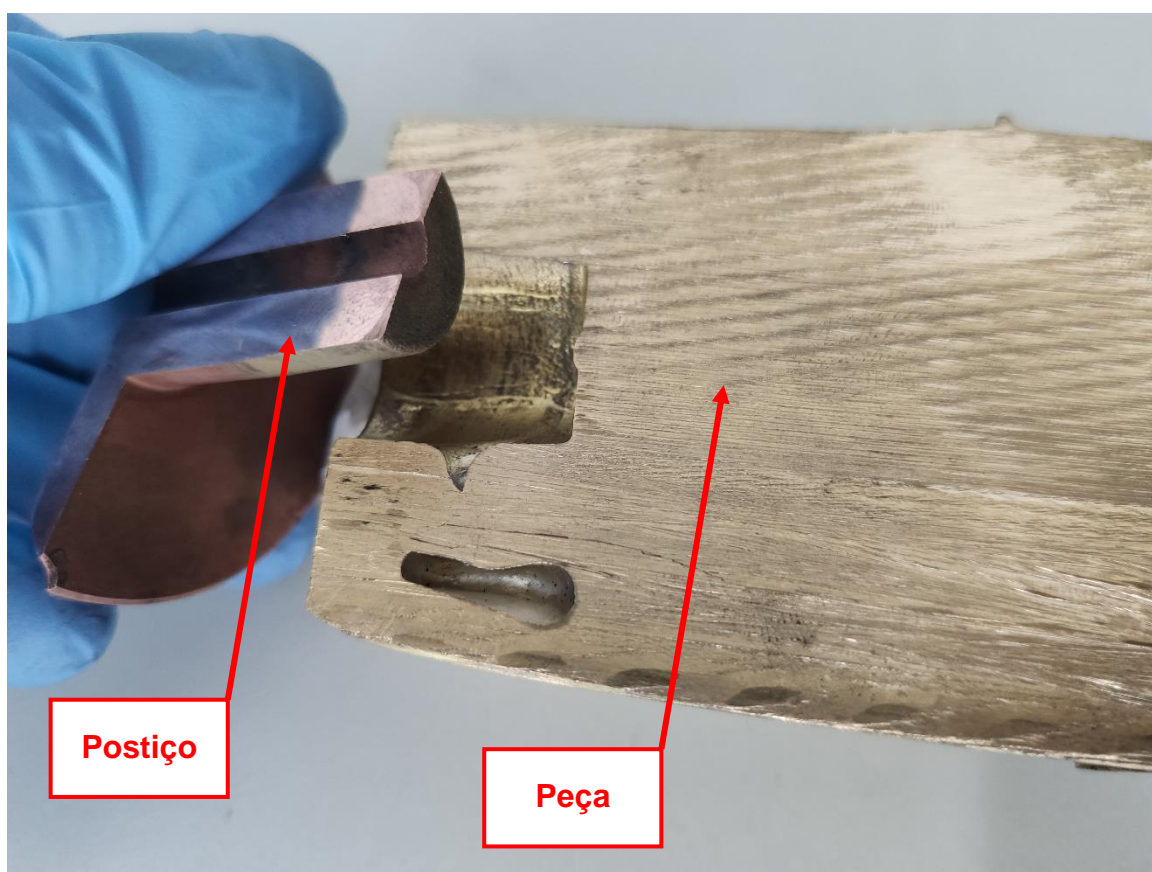
### 3 METODOLOGIA

#### 3.1 Caracterização do postigo e do latão fundido

Para avaliar a influência do processo de difusão na ocorrência de defeitos na fundição por baixa pressão, foi necessário realizar um planejamento experimental capaz de caracterizar a interface entre o postigo e o produto de latão fundido, bem como analisar as condições de fundição da peça em questão.

A Figura 29 ilustra os defeitos de porosidades ocorridos na peça de latão e o posicionamento do postigo em relação a peça. Supõe-se que essas porosidades são causadas pelo aprisionamento de ar e gases na peça durante o processo de fundição.

Figura 29 - Relação postigo x peça



Fonte: Os autores (2021)

Os ensaios experimentais foram elaborados de tal forma que os resultados

permitted to explain and demonstrate the occurrence of the diffusion process and its consequences in the cast brass.

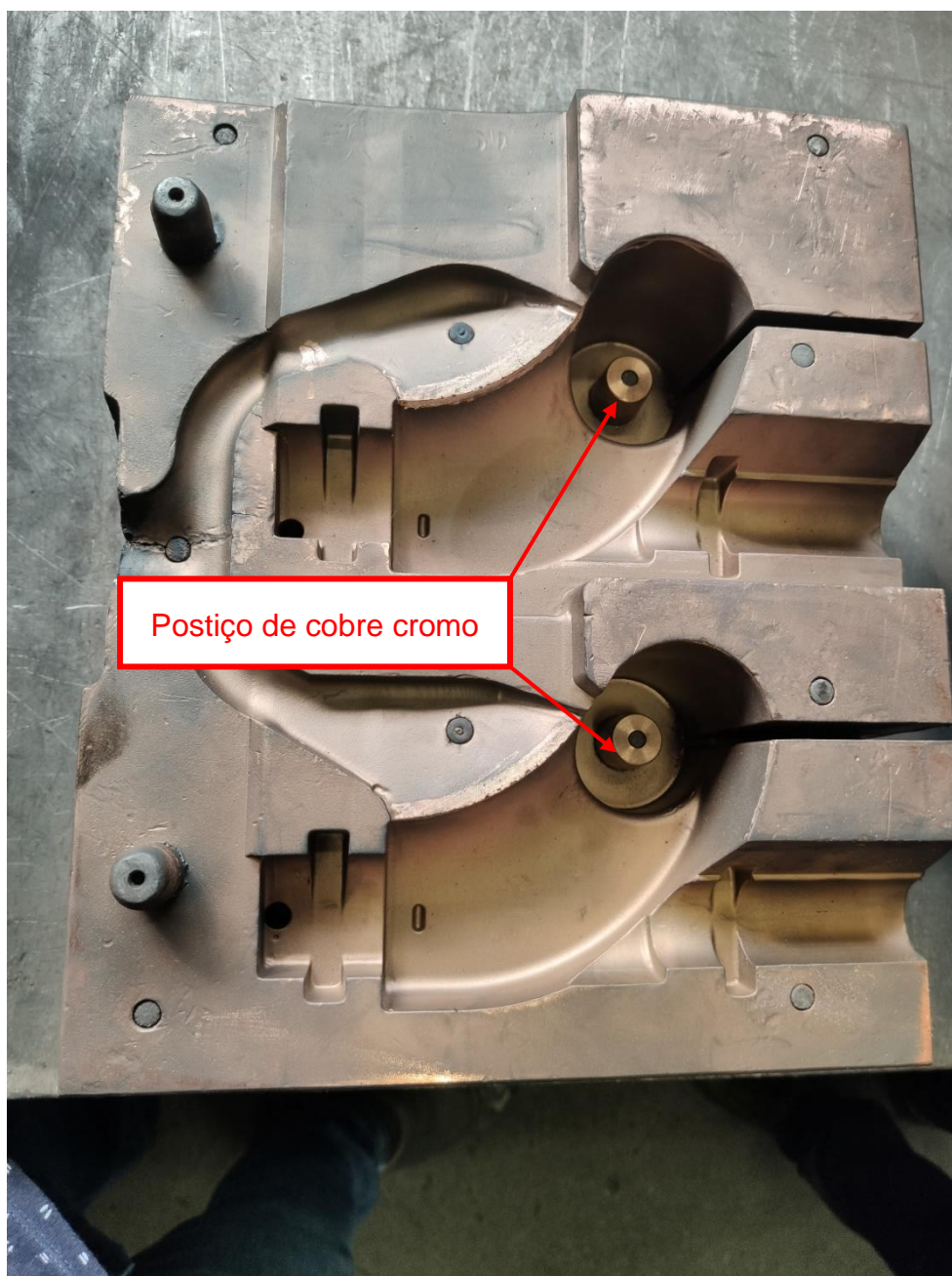
For a better condition of the tests, the surfaces of the samples were cleaned mechanically by abrasive blasting. Subsequently, the copper post was removed from the shell and sectioned in the longitudinal direction, embedded in conductive bakelite, ground, polished and chemically etched, as shown in Figure 30. The grinding and polishing were done in a vibratory machine brand Arotec model Aropol VV-PU. The granulometries of the abrasives used were 80, 220, 600 and 2000 mesh respectively. After polishing, the chemical attack was done for 15 seconds with potassium dichromate. Figure 31 shows one side of the shell in which the post is fixed.

Figura 30 - Corte do postigo de cobre e amostra do postigo embutida



Fonte: Os autores (2021)

Figura 31 - Coquilha de cobre-cromo



Fonte: Os autores (2021)

A amostra do latão fundido foi seccionada na região onde o defeito se apresentava conforme Figura 32, lixada, polida e atacada quimicamente. As granulometrias das lixas utilizadas foram as mesmas do postiço de cobre, bem como o ataque químico e o tempo de ataque.

Figura 32 - Corte peça de latão



Fonte: Os autores (2021)

A Tabela 13 a seguir lista os procedimentos realizados na peça de latão e no postigo de cobre-cromo, o local de realização e sua função.

Tabela 13 - Resumo dos procedimentos realizados

Peça de latão		
Procedimento	Local	Função
Preparação metalográfica	Empresa do estudo	Possibilitar a realização dos ensaios
Microscopia Óptica (MO)	Empresa do estudo	Analisar a microestrutura
Espectrometria de emissão óptica	Empresa do estudo	Analisar a composição química
Postiço de cobre-cromo		
Procedimento	Local	Função
Preparação metalográfica	Empresa do estudo	Possibilitar a realização dos ensaios
Microscopia Óptica (MO)	Empresa do estudo	Analisar a microestrutura
Espectrometria de emissão óptica	Empresa do estudo	Analisar a composição química
Microscopia eletrônica de varredura (MEV)	LATECME*	Analisar a microestrutura
Espectroscopia por energia dispersiva (EDS)	LATECME*	Identificar os elementos químicos presentes na superfície
Difração por raio X (DRX)	UDESC	Identificar as fases presentes na superfície e confrontar com o resultado do EDS
Microscopia confocal	UDESC	Comparar a topologia da superfície de regiões amareladas e não amareladas
Microdureza	IFSC	Traçar o perfil de microdureza a partir de uma superfície amarelada e comparar com o núcleo

\*LATECME= Laboratório de Tecnologia e Caracterização Mecânica

Fonte: Os autores (2021)

### 3.1.1 Caracterização microestrutural

#### 3.1.1.1 Espectrometria de emissão óptica

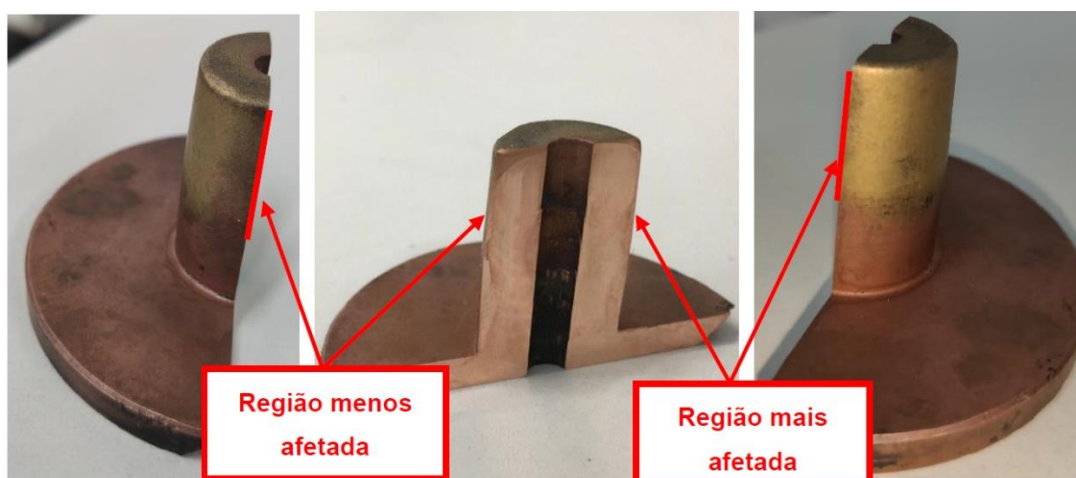
A análise da composição química do postiço de cobre e do latão fundido foi realizada através de um espectrômetro de emissão óptica *Spectromaxx* com padrão de calibração 31XTB1 marca *MBH Analytical Ltd*. O objetivo da análise foi de verificar se a composição química dos materiais estava em conformidade com os valores admissíveis para cada elemento químico, conforme norma interna da empresa. Também, se a composição química do postiço de cobre se enquadrava no material especificado no projeto do ferramental.



### 3.1.1.2 Microscopia óptica (MO)

A análise microestrutural do postiço de cobre e da liga de latão foi realizada a partir de imagens obtidas de um microscópio óptico *Olympus série BH2*. Foram obtidas imagens da amostra feitas pelo sistema de câmeras acoplada ao microscópio e o software de suporte *Dinocapture*. O objetivo da análise foi o de verificar as fases presentes em cada material, medir a espessura da camada amarela formada sobre a superfície do postiço de cobre, bem como avaliar a presença de defeitos de fundição, tais como: porosidades, vazios, micro trincas, entre outros. Para medir a espessura da camada amarela, foi analisada a amostra no sentido indicado na Figura 33. Foram feitas 5 medições na região mais afetada (mais amarela) e 3 medições na região menos afetada (menos amarela), dada a maior irregularidade da camada na região mais afetada.

Figura 33 - Sentido de medição da camada difundida



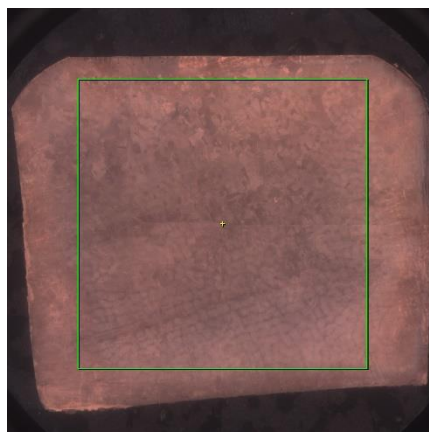
Fonte: Os autores (2021)

### 3.1.1.3 Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

Para realizar a microscopia eletrônica de varredura foi utilizado o microscópio de bancada *Phenom ProX* com filamento de Tungstênio e tensão 15 kV.

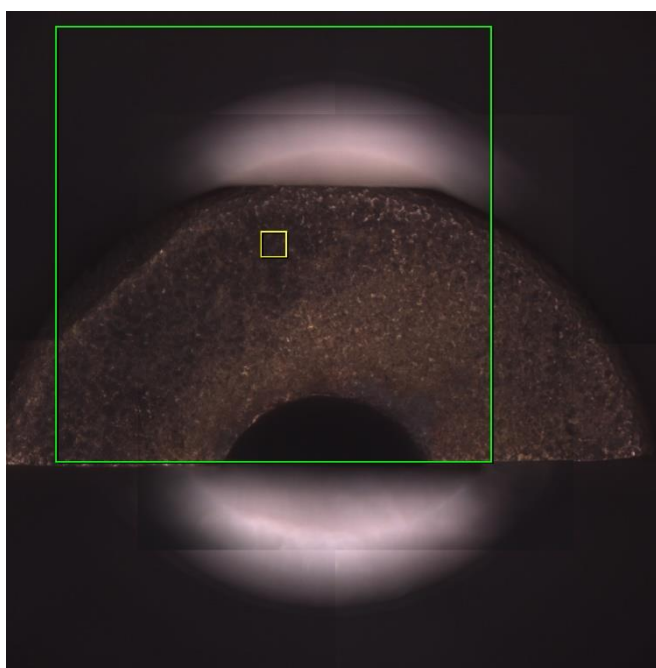
A amostra do postiço de cobre foi analisada em duas posições, região do corte e região do topo do postiço, conforme a Figura 34 e a Figura 35 respectivamente.

Figura 34 - Região de corte do postigo



Fonte: Os autores (2021)

Figura 35 - Região do topo do postigo



Fonte: Os autores (2021)

#### 3.1.1.4 Espectroscopia por energia dispersiva (EDS)

O ensaio de espectroscopia por energia dispersiva foi realizado em conjunto com a microscopia eletrônica por varredura, com o objetivo de identificar os elementos químicos presentes na superfície da amostra do postigo de cobre.



### 3.1.1.5 Difração por raio X (DRX)

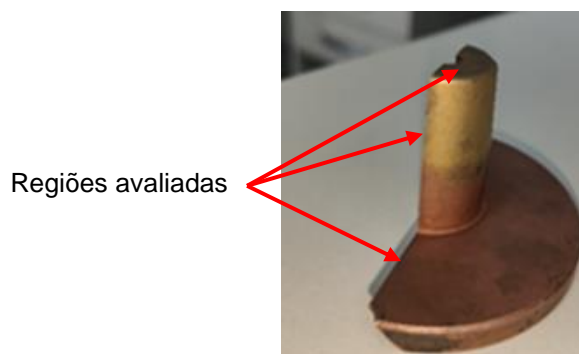
A análise de difração por raio x, foi realizada na região do topo do postigo de cobre. O equipamento utilizado foi difratômetro *Shimadzu 6000*. Os parâmetros utilizados foram os descritos a seguir:

- Tensão: 40 kV;
- Corrente: 20,0 mA;
- ângulo de varredura  $2\theta$ : 20-120°;
- passo 0,02°;
- ânodo: Cu ( $K\alpha$ : 1,54060Å);
- Modo de varredura: Contínua.

### 3.1.2 Microscopia confocal

O ensaio de microscopia confocal foi realizado para a verificação da topologia da superfície da amostra do postigo de Cu, onde supostamente houve a difusão do Zn (parte superior) e em uma porção onde não houve difusão aparente (porção inferior). A Figura 36 a seguir mostra as regiões de interesse no postigo que foram avaliadas no ensaio:

Figura 36 - Regiões avaliadas no ensaio de microscopia confocal



Fonte: Os autores (2021)

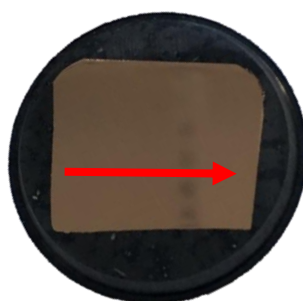
O ensaio foi realizado em duas amostras com o auxílio de um microscópio confocal da marca *Leica* modelo DCM 3D. As imagens resultantes do ensaio foram tratadas com o auxílio do software *MountainsMap 9* de forma a exibirem a topografia da superfície em três dimensões, a análise do perfil de rugosidade em duas dimensões e os principais parâmetros de rugosidade em duas e três dimensões. Os

parâmetros em duas dimensões foram obtidos através de três seções de cada amostra sendo calculada a média dos valores. O objetivo da análise da superfície é verificar se há alguma relação entre a sua topografia e a possível difusão do material nas regiões de interesse, comparando-as com as regiões onde não houve alterações visíveis (amarelamento), ou seja, em regiões onde não havia sinais indicativos de difusão.

### 3.1.3 Microdureza

Foi realizado o perfil de microdureza da amostra do postigo de cobre. O equipamento utilizado foi o microdurômetro *Future-Tech FM-800*. A carga utilizada foi de 5 gf durante o tempo de 15 segundos. O perfil de microdureza foi traçado da extremidade ao centro da amostra, conforme destacado na Figura 37. Foram feitas 11 medições com espaçamento de 3  $\mu\text{m}$  entre as indentações e distância total a partir da superfície de 33  $\mu\text{m}$ .

Figura 37 – Sentido das medições de microdureza



Fonte: Os autores (2021)

## 3.2 Simulação CAD/CAE

Foram feitas duas simulações da fundição do componente através do Software *Magmasoft*. Primeiramente foi feita simulação com as condições de contorno já praticadas no processo. O objetivo desta simulação foi o de analisar a temperatura de enchimento da peça, a temperatura da coquilha durante o processo de fundição,

o aprisionamento de gases e/ou ar durante a fundição da peça e a solidificação.

A seguir foi feita a simulação considerando o material do postigo similar ao obtido através do mapeamento EDS e mantendo o material da coquilha como CuCr.

Dessa forma, foram realizadas duas simulações:

- Versão 1: considera o material do postigo e da coquilha de CuCr
- Versão 2: considera o material do postigo como latão e da coquilha de CuCr

O intuito de realizar estas duas simulações é o de comparar e verificar a consequência que a alteração do material do postigo pode causar no processo.

A composição química da coquilha e do postigo na versão 1 da simulação é como apresentado na Tabela 14.

Tabela 14 - Composição química da coquilha e postigo - versão 1

Elemento químico	% Peso
Cr	0,5-1,5%
Fe	0,02
Si	0,1
Cu	Restante

Fonte: Os autores (2021)

A Tabela 15 apresenta a composição do material de latão utilizado no postigo para simulação da versão 2. Importante ressaltar que este material estava disponível na biblioteca do software e foi escolhido com base nos resultados de mapeamento por EDS. Procurou-se encontrar o material mais próximo aos resultados do mapeamento para verificar a interferência da troca do material na peça fundida.

Tabela 15 - Composição química do postigo de latão - versão 2

Elemento químico	% Peso
Zn	30%
Ni	0,15
Fe	0,04
Pb	0,04
Sn	0,04
Cu	Restante

Fonte: Os autores (2021)

Os parâmetros gerais estabelecidos para este material no software se encontram nas Figura 38-43.

Figura 38 - Parâmetros gerais

7% Edit Material of database User (5.4.2.0)

Data Edit Memo Help

Material: CuCr1

General Parameters

Material type: NF Copper

Solidus temperature: 1066.00 °C

Liquidus temperature: 1077.00 °C

Niyama Criterion Temperature: 1067.10 °C Default

Thermo Criteria Temperature: 1079.00 °C Default

Initial temperature: 1127.00 °C

Latent heat: 0.0000 kJ/kg

Solidification morphology: Short Freezing Range

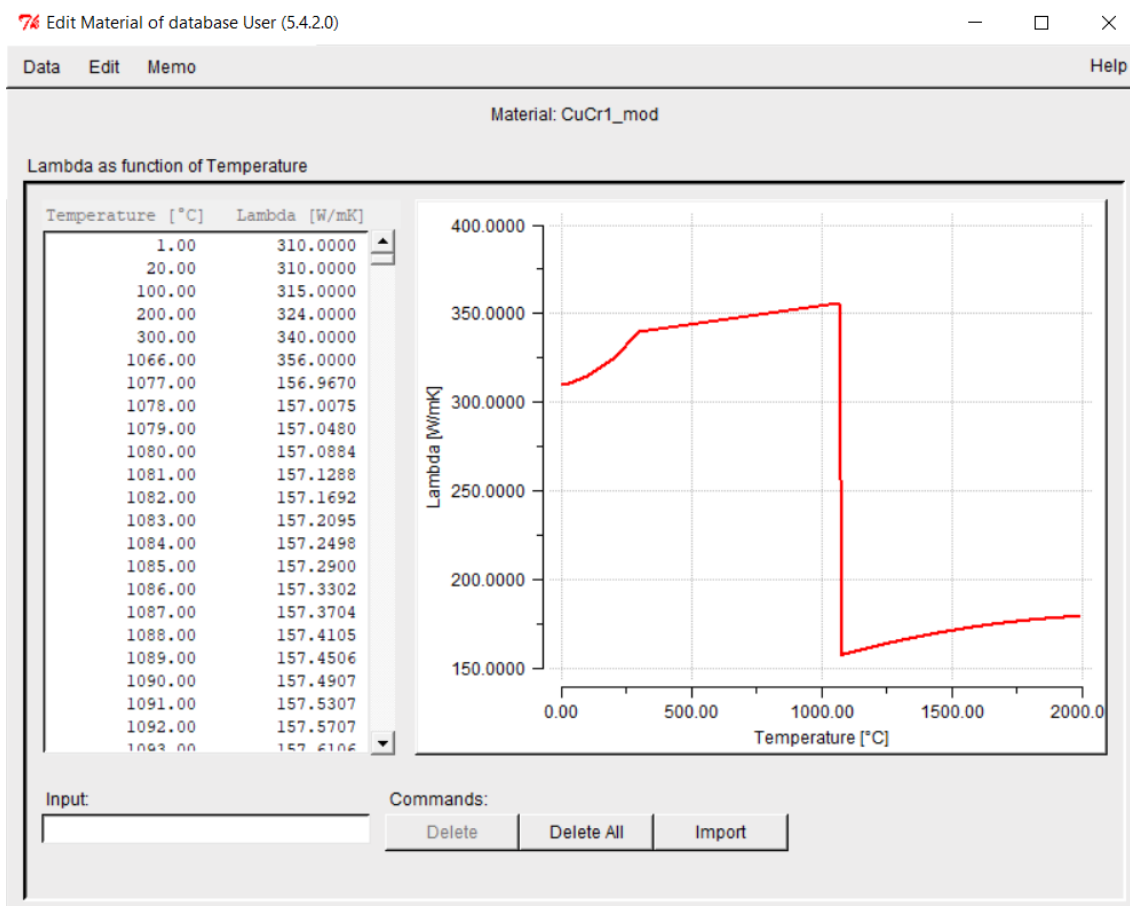
Feeding effectivity: 30.0000 %

Surface Tension Coefficient: 0.8000 N/m Default

Rheology model: Newtonian

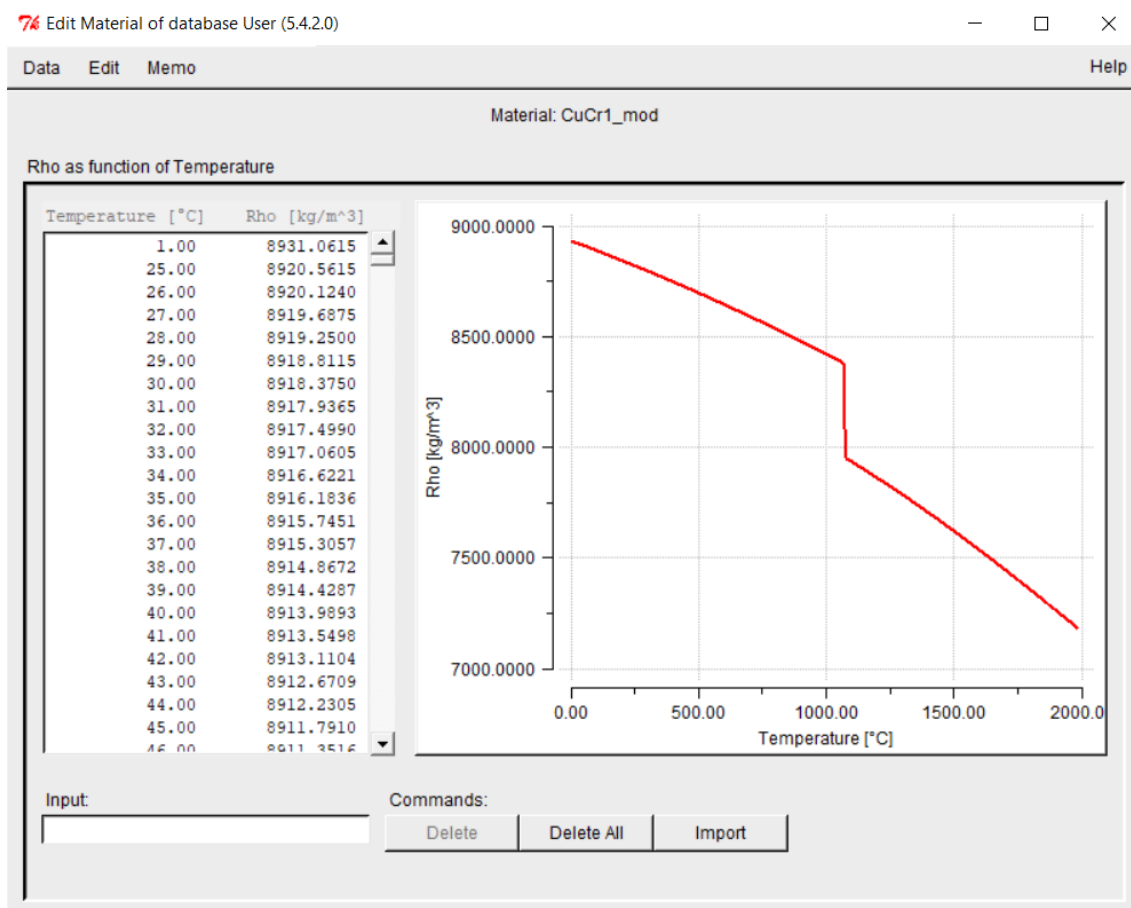
Fonte: Os autores (2021)

Figura 39 - Curva Lambda



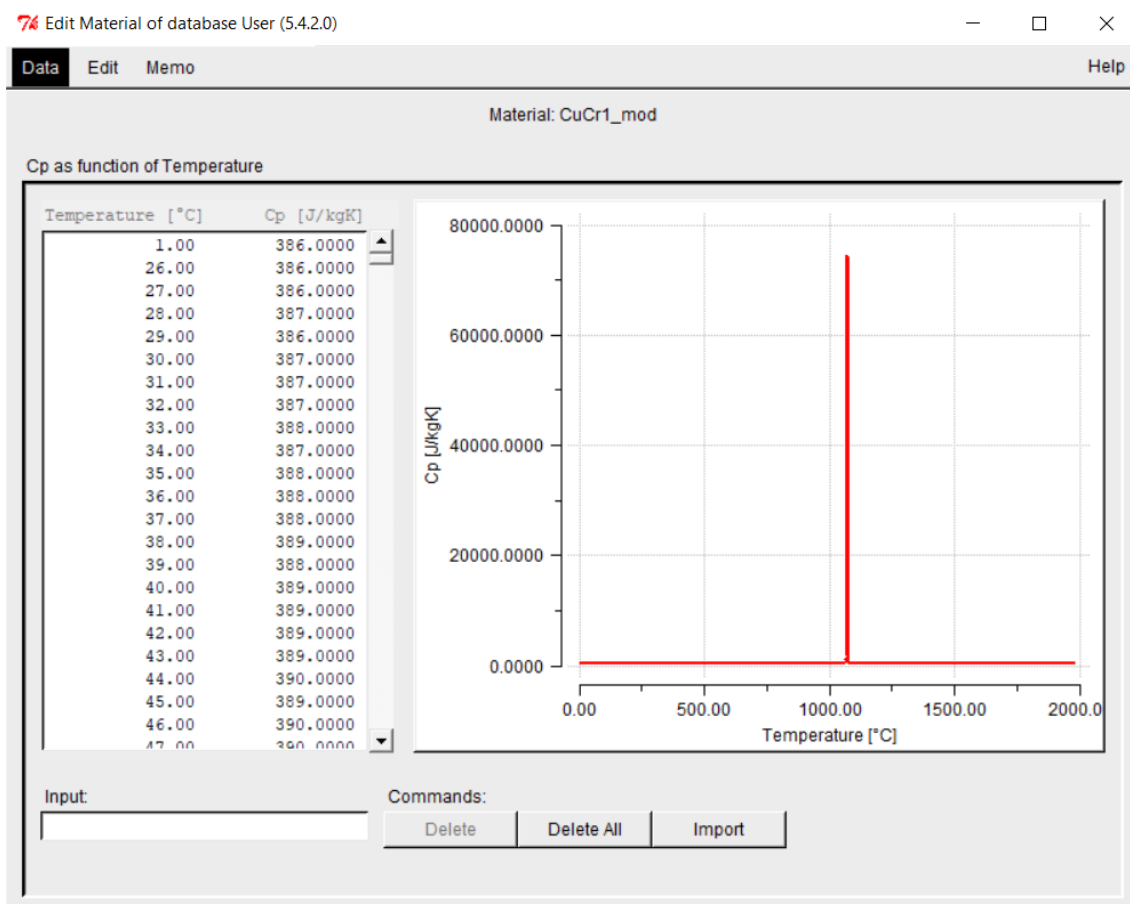
Fonte: Os autores (2021)

Figura 40 - Curva Rho



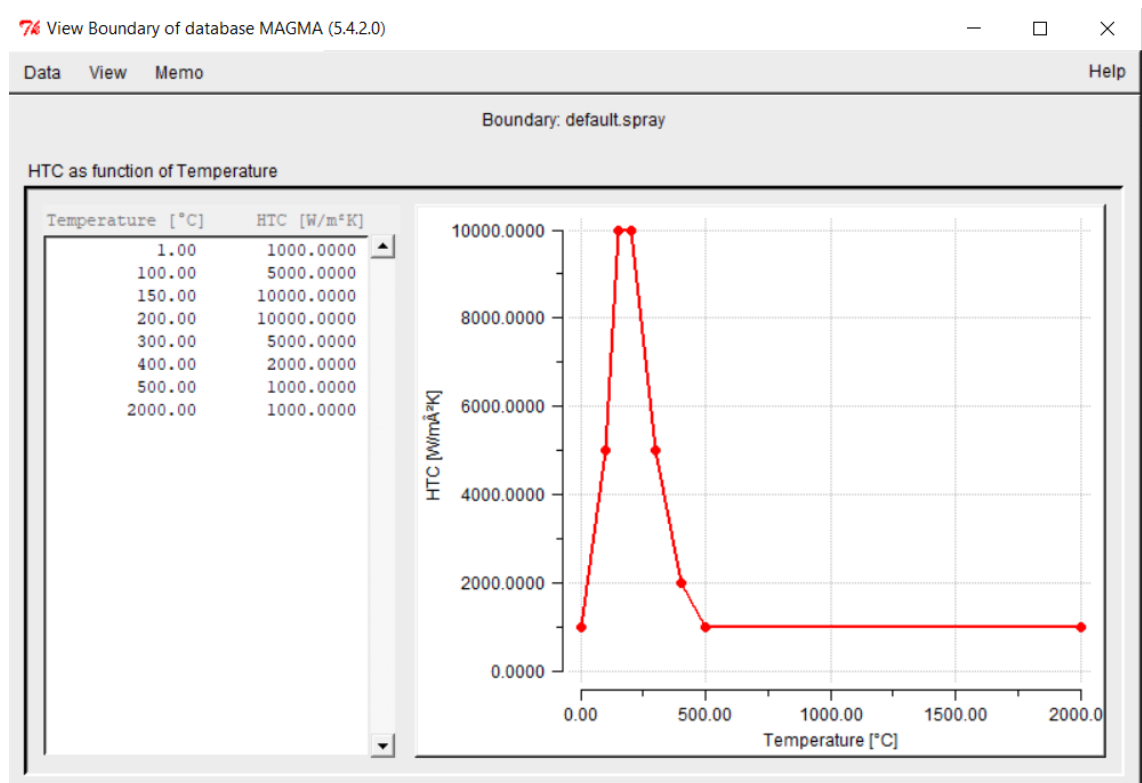
Fonte: Os autores (2021)

Figura 41 - Curva CP



Fonte: Os autores (2021)

Figura 42 - Coeficiente de transferência térmica da solução de grafite



Fonte: Os autores (2021)

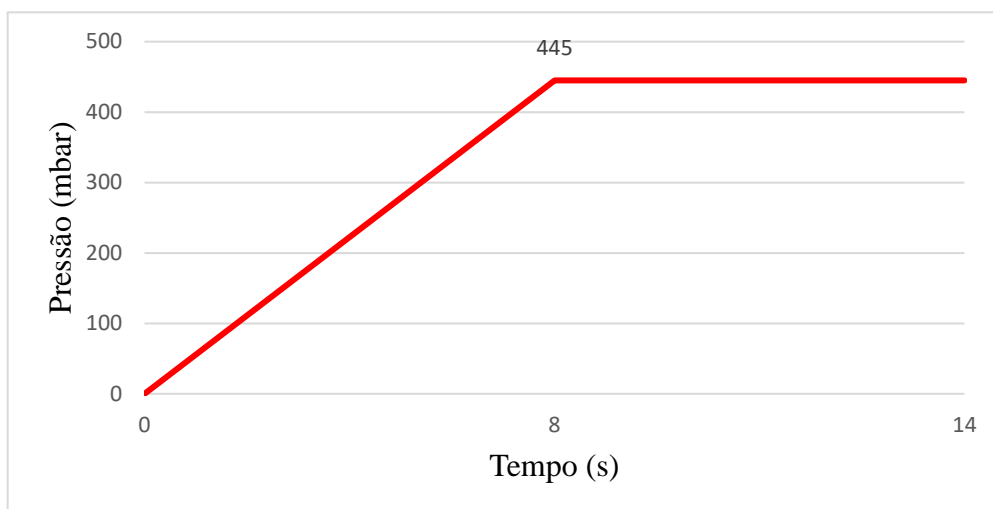
As seguintes condições de contornos foram estabelecidas para a simulação:

- Temperatura inicial da coquilha: 120 °C;
- Temperatura dos núcleos de areia: 27°C;
- Temperatura do metal líquido: 1020°C;
- Temperatura da solução de grafite e água: 25°C; (utilizado para refrigeração da coquilha)
- Tempo de imersão da coquilha na solução de grafite e água: 2,8 segundos;
- Número de ciclos para obtenção da estabilidade térmica: 15 ciclos;

A curva de pressão utilizada é apresentada na Figura 43.



Figura 43 - Curva de pressão utilizada na simulação CAD/CAE



Fonte: Os autores (2021)

Durante os primeiros 8 segundos ocorre o enchimento do metal líquido no interior da coquilha, de 8 a 14 segundos é o tempo em que ocorre a solidificação do metal.

## 4 ANÁLISE E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Nesta seção serão apresentados e discutidos os resultados dos ensaios realizados, além da simulação CAD/CAE e do cálculo da estimativa do tempo de troca do postigo. Os ensaios foram agrupados e tiveram a ordem de apresentação ajustada obedecendo o encadeamento das conclusões.

### 4.1 Avaliação da microestrutura inicial

A composição química obtida pela espectrometria de emissão óptica do postigo de cobre em estudo consta na Tabela 16.

Tabela 16 - Composição química do postigo de cobre

Elemento químico	% em peso
Pb	0,051
Fe	0,066
Ni	0,036
Cr	0,466
Cu	99,0

Fonte: Os autores (2021)

Analisando o resultado, verifica-se que o postigo de cobre se enquadra na liga C81400, já apresentada no tópico 2.2.2.1.

A composição química encontrada para o latão foi comparada com a especificação da liga de latão tipo 1, utilizada pela empresa. Na Tabela 17 é possível verificar esta comparação, notando-se que a amostra de latão está de acordo com a sua especificação.

Tabela 17 - Comparação da composição química do latão fundido e da liga de latão tipo 1

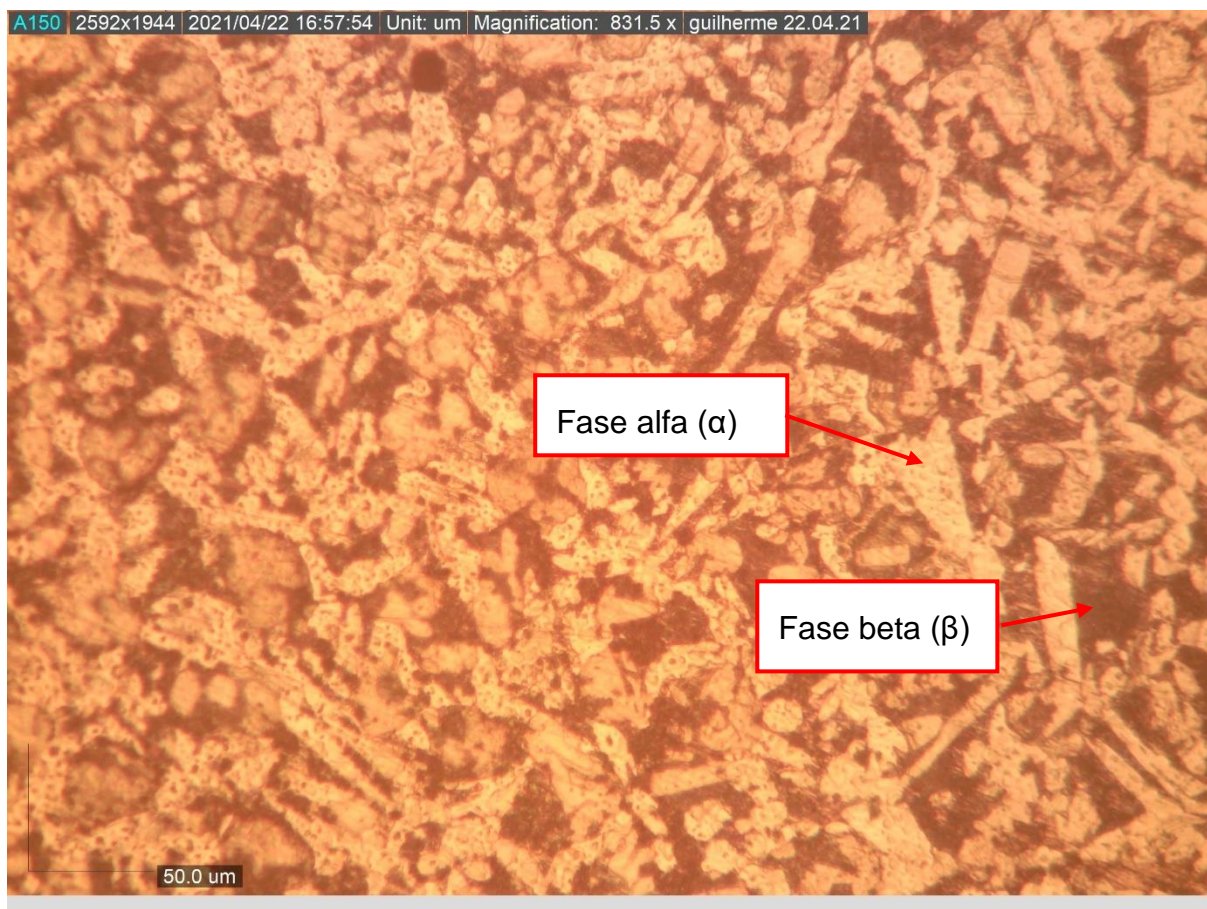
Latão fundido		Liga de latão tipo 1	
Elemento químico	% em peso	Elemento químico	% em peso
Zn	37,86	Zn	Restante
Pb	1,54	Pb	1,0 a 2,00
Sn	0,336	Sn	Máx. 0,4
Mn	0,017	Mn	Máx. 0,20
Fe	0,262	Fe	0,06 a 0,30
Ni	0,137	Ni	Máx. 0,50
Si	0,021	Si	Máx. 0,10
Sb	0,023	Sb	Máx. 0,10
Al	0,62	Al	0,40 a 1,00
S	0,09	S	-
Cu	59,1	Cu	58 a 61

Fonte: Os autores (2021)

A liga tipo 1 é formada principalmente por Cu-Zn, embora se tenha outros elementos em menor quantidade, eles se mostram importantes para proporcionar determinadas propriedades à liga, haja visto que alguns elementos como o chumbo (Pb), ferro (Fe) e alumínio (Al) também possuem um valor mínimo estipulado.

Na Figura 44 e na Figura 45, são apresentadas as imagens obtidas através do microscópio óptico após ataque químico. Na Figura 44, micrografia do latão, é possível verificar a presença das duas fases alfa ( $\alpha$ ) e beta ( $\beta$ ).

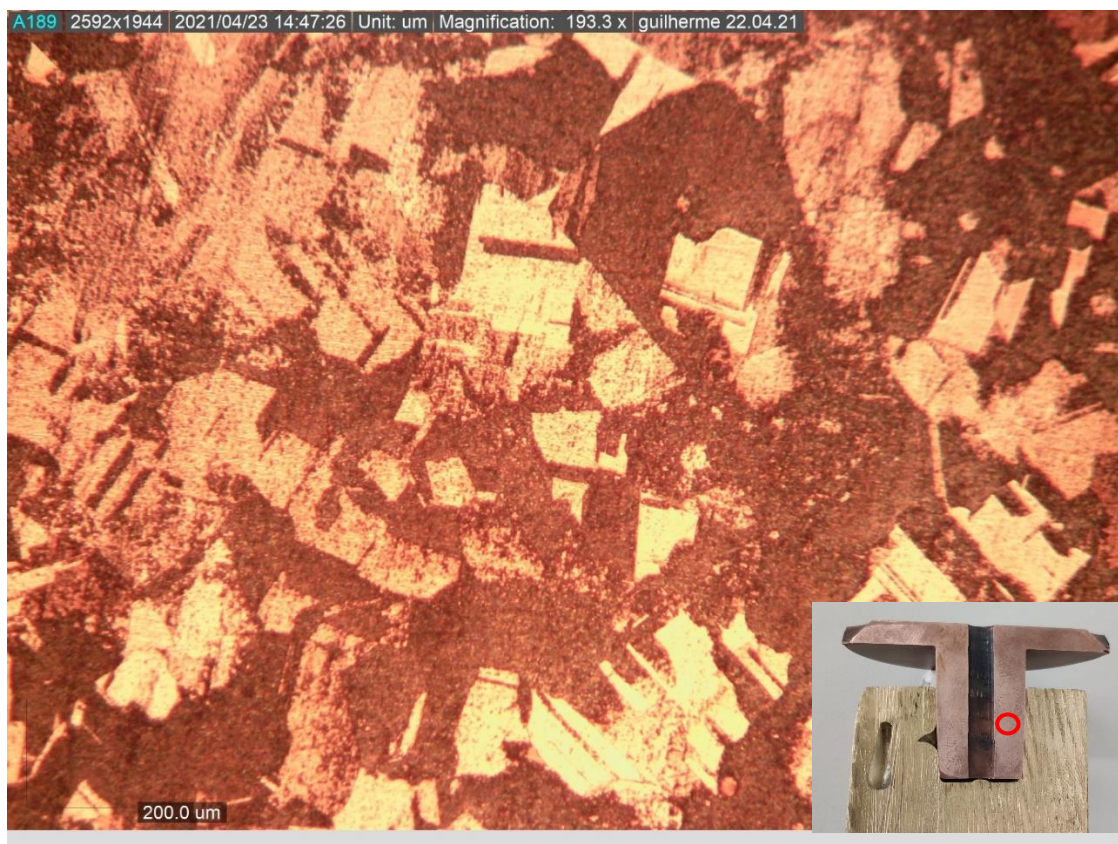
Figura 44 - Fotomicrografia da amostra de latão



Fonte: Os autores (2021)

Na micrografia do postigo de cobre, Figura 45, na região mais interna e afastada da peça fundida, portanto sem evidências da difusão de zinco, somente há a presença da fase alfa ( $\alpha$ ), confirmando que inicialmente o material do postigo é de CuCr.

Figura 45 - Fotomicrografia do postiço de cobre



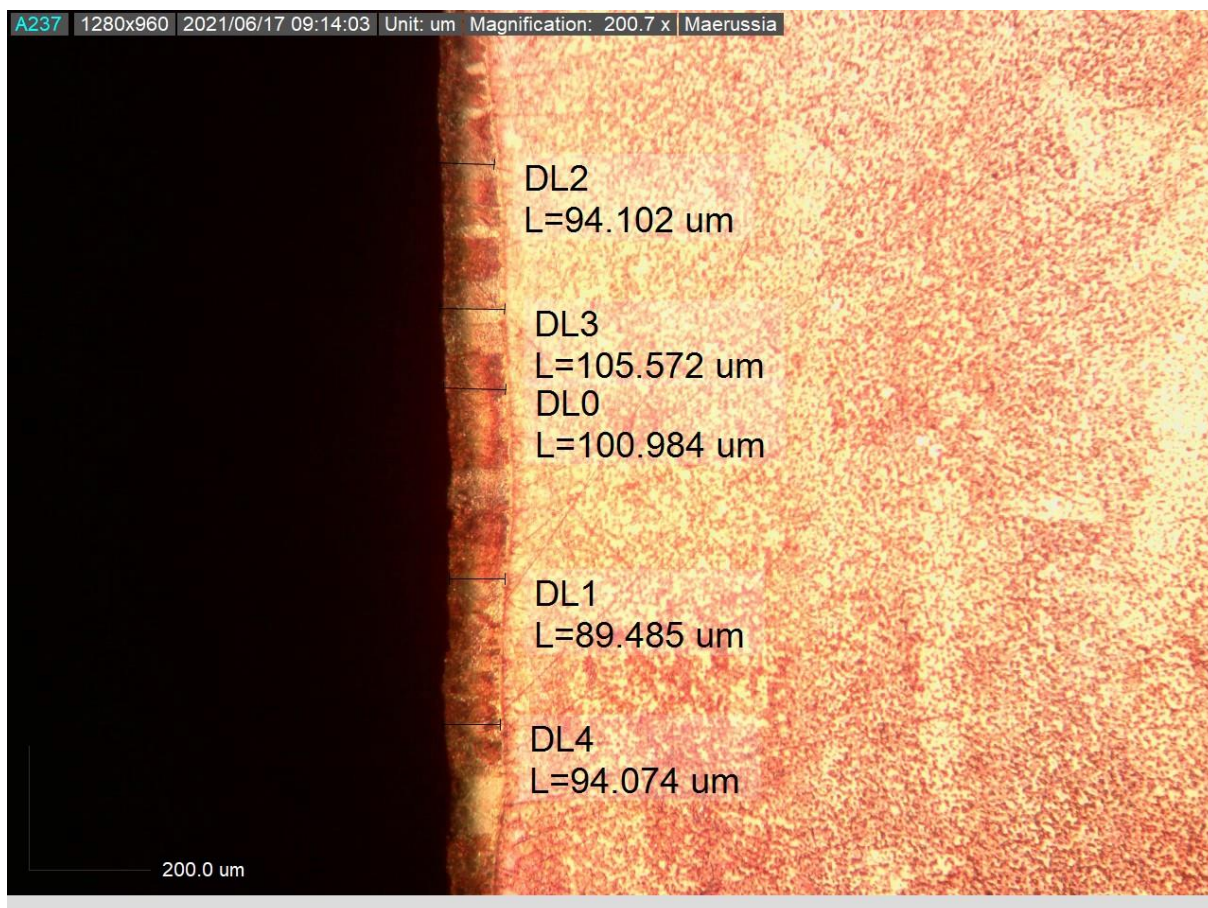
Fonte: Os autores (2021)

#### 4.2 Avaliação da microestrutura do postiço após difusão

Através do microscópio óptico foi possível observar e medir a espessura da camada amarela que se difundiu na superfície do postiço de cobre. Entretanto, a difusão não ocorreu de forma regular, influenciado pela irregularidade dos fatores de tempo, temperatura e taxas de resfriamentos dos componentes. Há regiões em que se difundiu uma camada mais espessa do que outras. A situação é ilustrada na Figura 46 e na Figura 47. A escolha da região para apresentação do resultado das espessuras foi feita visualmente, sendo escolhida a região com a camada mais espessa. Na região mais afetada foram feitas 5 medidas devido a maior irregularidade da superfície, enquanto na menos afetada foram feitas 3 medidas. DL0 a DL4 são a numeração das medidas tomadas, e L é a medida da superfície externa da peça até o final da parte interna da camada difundida.



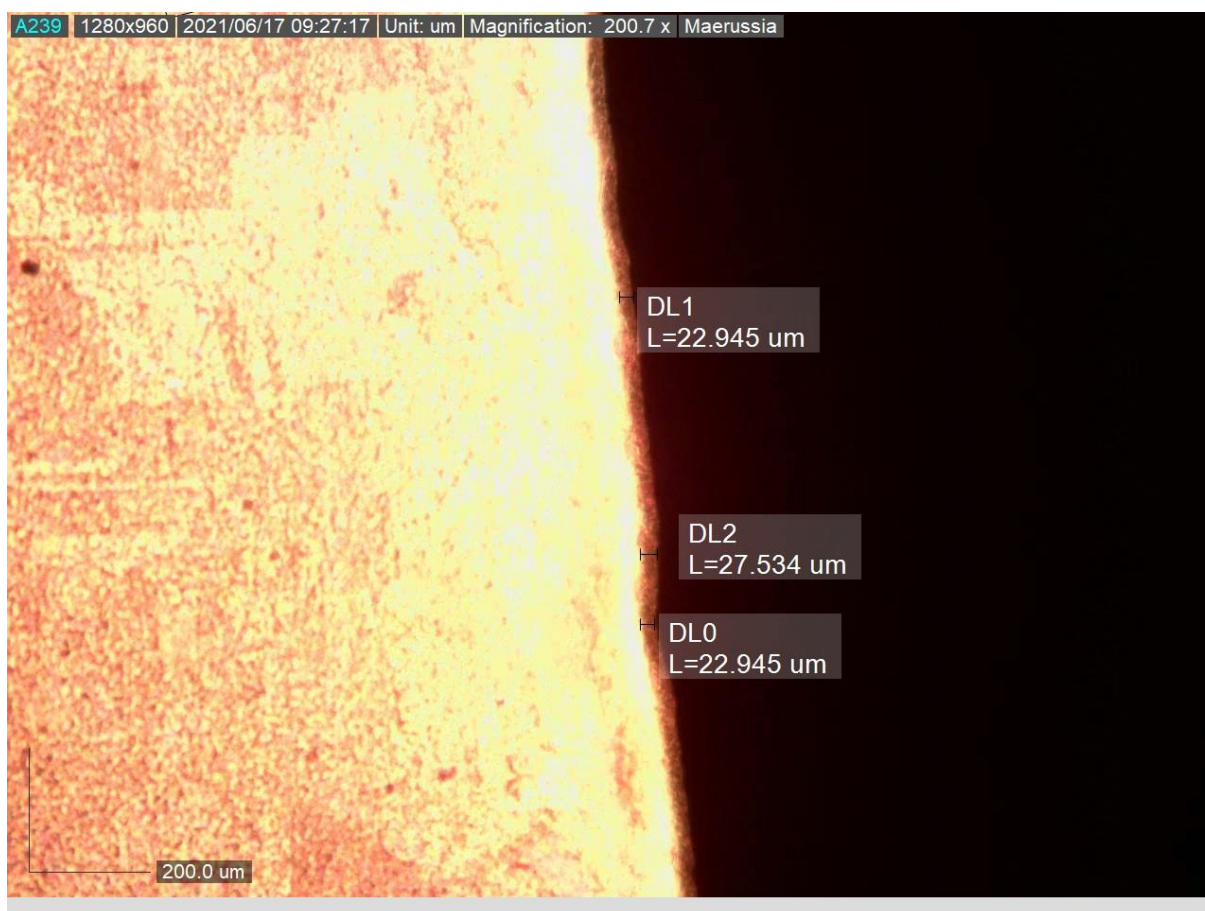
Figura 46 - Medição da camada amarela do posticho – região mais afetada



Fonte: Os autores (2021).

A média aritmética das espessuras da camada difundida na região mais afetada foi de 96,843 μm. Enquanto a mesma média aritmética na região menos afetada foi de 22,475 μm.

Figura 47 - Medição da camada amarela do postigo – região menos afetada



Fonte: Os autores (2021).

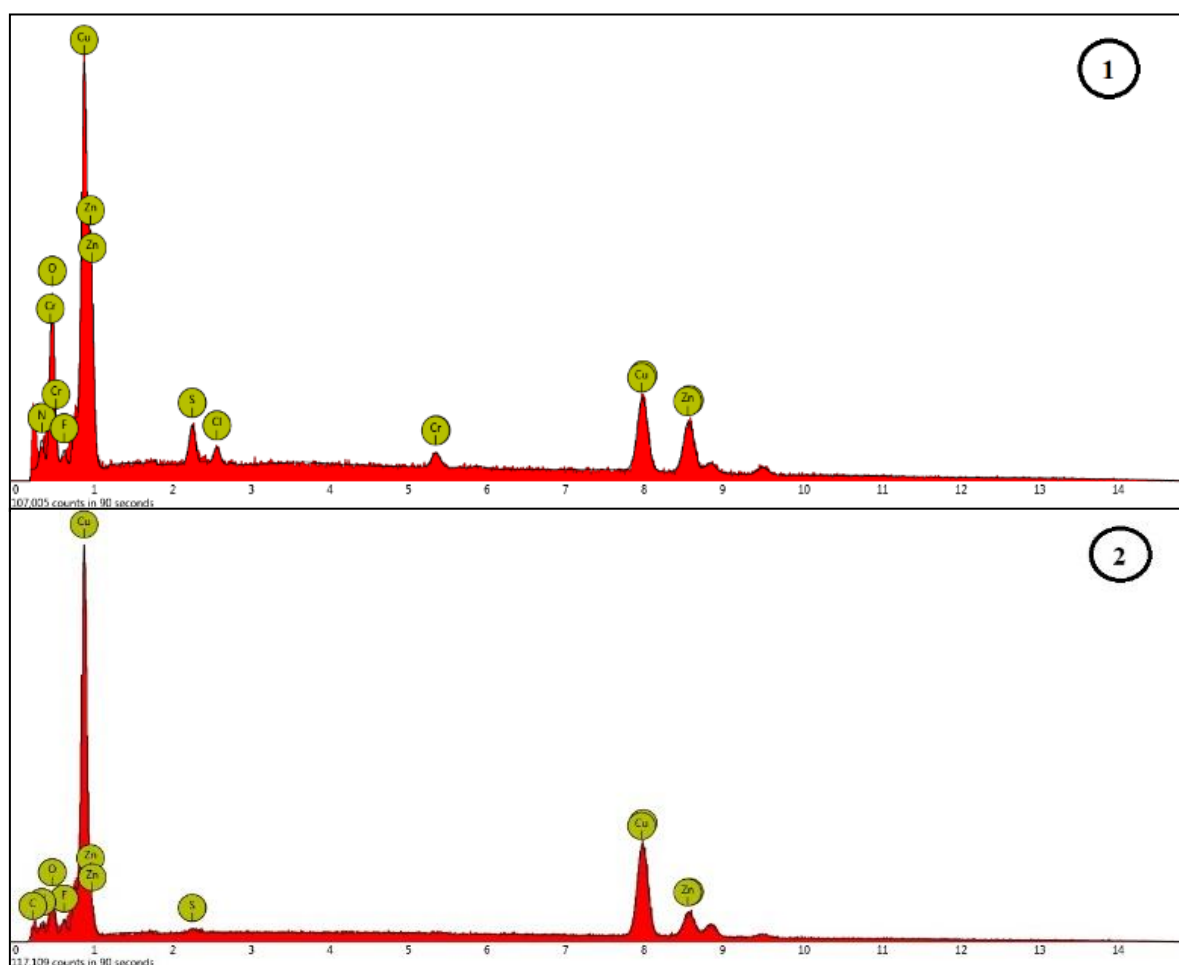
A camada amarela formada na superfície do postigo de cobre é resultado da difusão de Zn contido na liga de latão tipo 1 no postigo, formando assim, uma camada de latão em sua superfície.

Esse efeito da difusão do Zn em Cu também foi evidenciado em situações similares. Ao investigar as falhas e danos ocorridos em molde de cobre em fundição contínua, Barella; Gruttadauria e colaboradores (2014) observaram o fenômeno da difusão do zinco no molde de cobre, formando uma liga de latão na interface. Esta formação de latão é muito prejudicial ao ferramental, pois reduz a tenacidade do molde, juntamente com a condutividade térmica e elétrica e resistência a corrosão do metal líquido. O que favorece também a propagação de trincas na ferramenta (BARELLA; GRUTTADAURIA, *et al.*, 2014).

As ligas de latão possuem teores elevados de Zn e este elemento, por sua vez, possui alta afinidade com o Cu. É provável que este elemento em reação com o Cu, promova o surgimento de uma fase frágil, pois as fases ricas em Zn favorecem a redução da tenacidade da camada superficial, auxiliando tanto na nucleação quanto na propagação das trincas na matriz de cobre (NOVAK; LANZUTTI, *et al.*, 2018).

Para melhor caracterizar a camada amarela formada na superfície do postigo de cobre, a região do topo foi analisada via MEV. Assim, os pontos 1 e 2 foram analisados por EDS para identificar os elementos químicos presentes na região. Os resultados estão apresentados na Figura 48 e Tabela 18. Os pontos 1 e 2 na região do topo estão identificados na Figura 49.

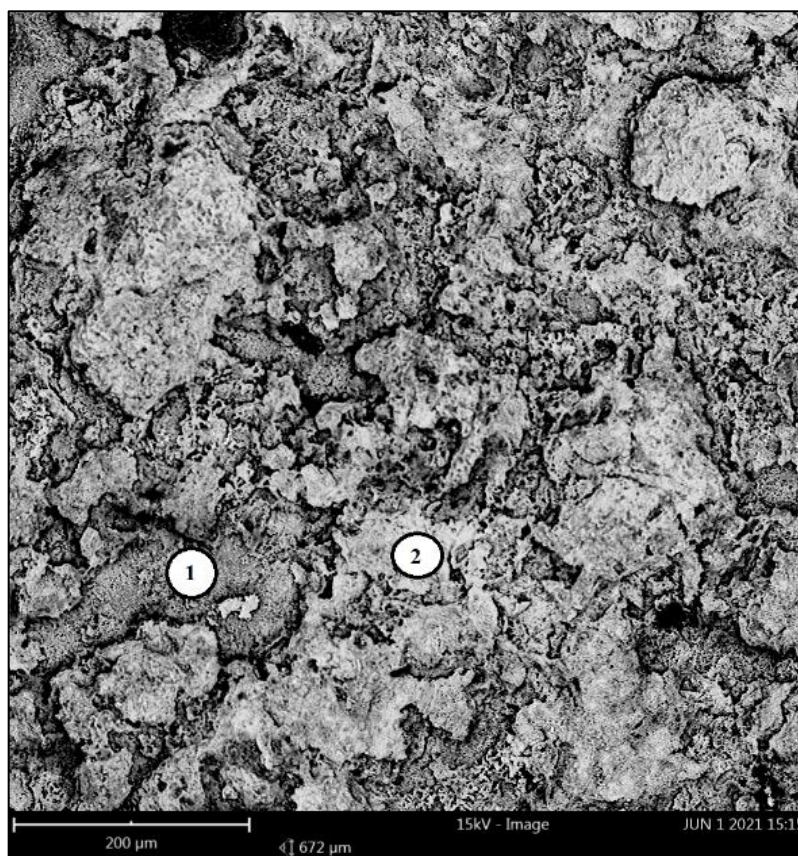
Figura 48 – Mapeamento EDS da região do topo do postigo de cobre



Fonte: Os autores (2021)



Figura 49 - Identificação dos pontos do Mapeamento EDS da região do topo do postigo de cobre



Fonte: Os autores (2021)

Tabela 18 - Identificação dos elementos analisados no EDS

Elemento Químico	Cu	Zn	O	N	S	Cr	F	Cl	C
Ponto 1 (% em peso)	35,6	35,1	16,2	6,9	2	1,8	1,5	0,94	
Certeza de medição	0,98	0,98	0,98	0,95	0,97	0,94	0,94	0,94	
Ponto 2 (% em peso)	60,4	22,8	5,5	4,9	0,3		1,4		4,6
Certeza de medição	0,99	0,98	0,97	0,94	0,87		0,96		0,93

Fonte: Os autores (2021)

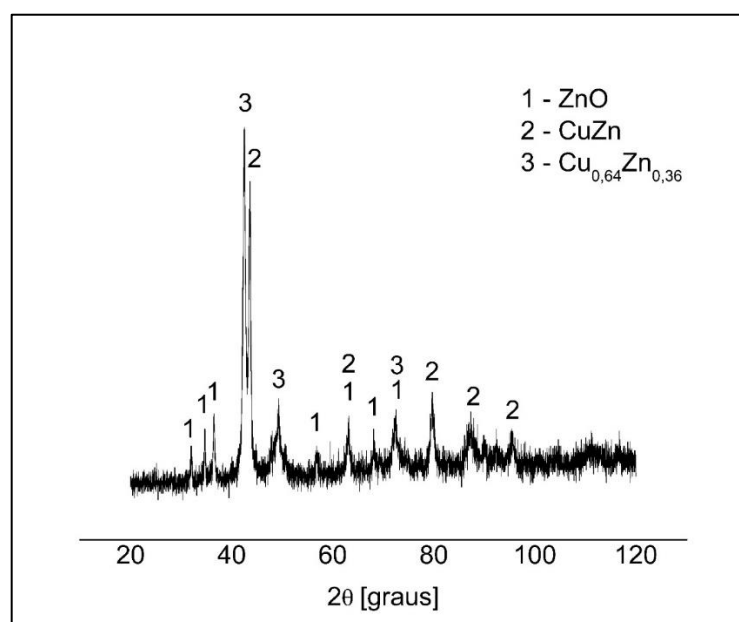
Conforme os valores demonstrados na Tabela 18, nos quais, embora sejam semiquantitativos e, portanto, imprecisos, é possível observar que há uma elevada presença de Zn nas superfícies do postigo de cobre. Há também a presença de oxigênio proveniente do óxido de zinco, formado a partir da oxidação da liga injetada.

O percentual de cromo observado provavelmente é derivado do ataque químico realizado com dicromato de potássio, assim como outros elementos de menor concentração tem sua presença em decorrência de contaminações durante a análise.

Ao se comparar com os resultados encontrados no estudo de NOVAK; LANZUTTI e colaboradores (2018), observa-se certa similaridade nos teores de Zn, que ficaram entre 23,82 e 27,5% em peso. Enquanto nos estudos de Barella; Gruttadauria e colaboradores (2014) os valores encontrados de Zn variaram entre 20,16 e 43,09% em peso.

Os resultados do mapeamento EDS se mostraram bastante alinhados com a difração por raio X, visto que além da presença do Cu, foram identificadas fases com Zn e O, conforme ilustra a Figura 50.

Figura 50 - Difratograma de raio-X do postigo de cobre



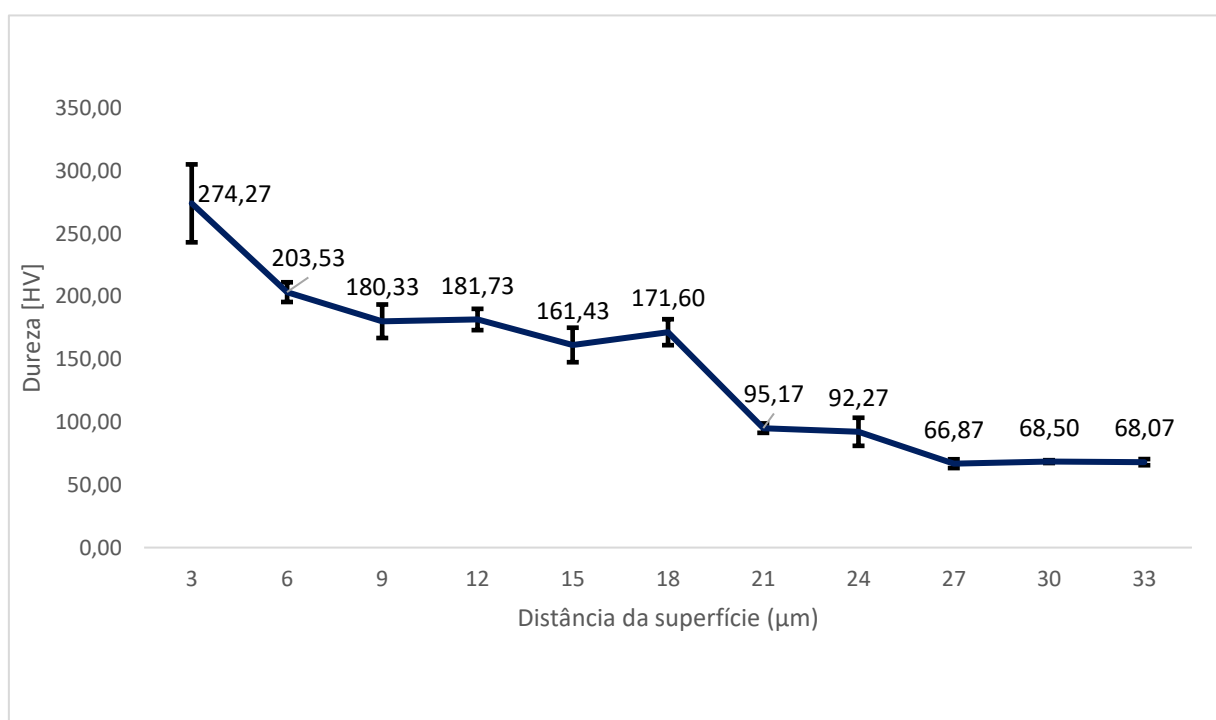
Fonte: Os autores (2021)

A presença de óxido de zinco (ZnO) é explicada pela alta temperatura da fundição, a qual favorece a oxidação do latão. A difusão de Zn, possibilita a formação de  $\text{Cu}_{0,64}\text{Zn}_{0,36}$  e CuZn pela ligação atômica dos átomos de Zn com os átomos de Cu já presentes na matriz. A formação da fase CuZn pode ser explicada também pela difusão do ZnO na matriz de Cu, pois se sabe que o processo de

difusão ocorre de um meio de maior para um de menor concentração, não sendo possível portanto que o Zn para esta fase seja oriundo diretamente da peça de latão.

A concentração de Zn na superfície do postigo também influencia na dureza do material. Através da Figura 51, pode-se observar que os valores de dureza encontrados são maiores na região superficial da amostra.

Figura 51 - Perfil de microdureza do postigo



Fonte: Os autores (2021)

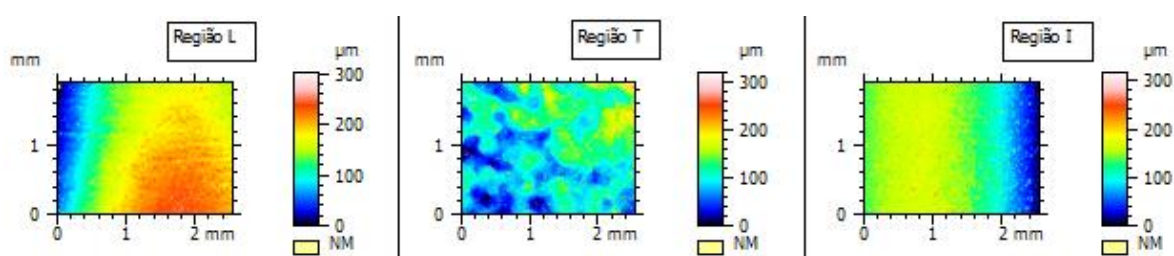
Essa diferença é explicada pela presença de Zn na superfície do postigo já evidenciado através do mapeamento EDS. O Zn é responsável pelo aumento da dureza na formação da solução sólida (MATESO, 2006). Sendo assim, o postigo que inicialmente era puramente CuCr, após sofrer difusão de Zn, é praticamente “revestido” com uma camada de latão na superfície. Logo, a região da superfície possui a presença da fase  $\beta$  que apresenta uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), mais dura e resistente do que a estrutura da fase  $\alpha$  presente no cobre (CASTRO, 2008).

Nos estudos de Xia; Zhang e colaboradores (2012) é demonstrado que após 80% de laminação a frio e envelhecimento o CuCr apresenta um aumento significativo de sua dureza. Entretanto, no estado homogeneizado sua dureza encontrada nos estudos é de 84 HV. E ao se observar a Figura 51 é possível perceber que a uma distância de cerca de 20  $\mu\text{m}$  da extremidade os valores de dureza caem bruscamente, ficando na média próximo ao valor encontrado por Xia; Zhang e colaboradores (2012). Ao se comparar tal distância com a medição da camada amarela no microscópio óptico, o menor valor encontrado na medição também está próximo aos 20  $\mu\text{m}$  de distância da extremidade.

### 4.3 Avaliação da topografia e rugosidade

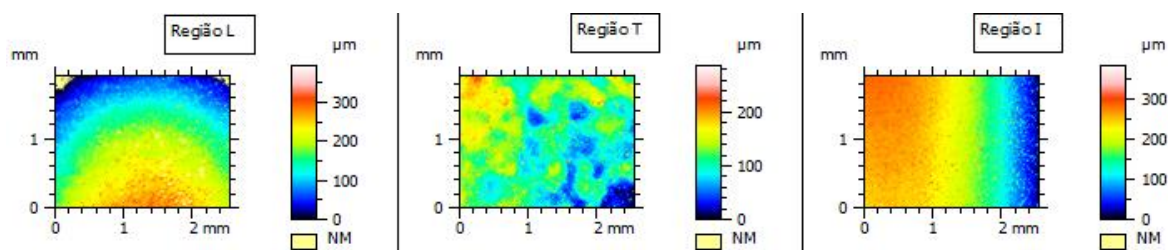
A análise da topografia através da microscopia confocal resultou na formação de uma imagem tridimensional onde é possível visualizar as asperezas que compõem a superfície das amostras. A Figura 52 e a Figura 53, a seguir, mostram toda a superfície varrida das amostras 1 e 2. Primeiro na lateral (L) e no topo (T) do postigo, onde há difusão. Após, na parte inferior (I), onde não há difusão, conforme já indicado na Figura 36 do tópico 3.1.2.

Figura 52 - Varredura das superfícies da amostra 1. À esquerda a região lateral (L), ao centro a região do topo (T), e a direita a região inferior do postigo (I)



Fonte: Os autores (2021)

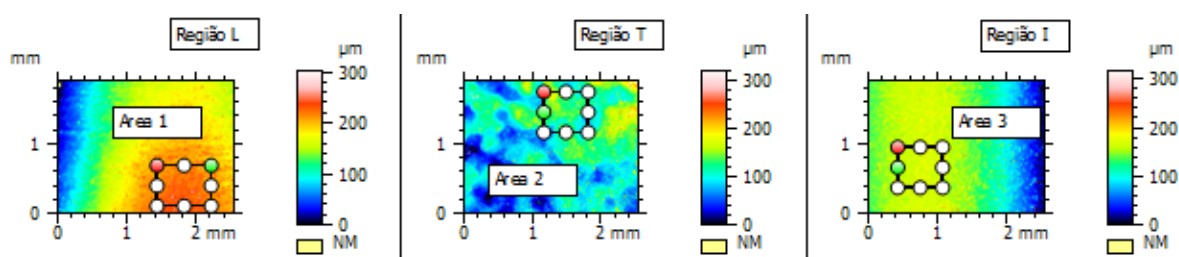
Figura 53 - Varredura das superfícies da amostra 2. À esquerda a região lateral (L), ao centro a região do topo (T), e a direita a região inferior do posticho (I)



Fonte: Os autores (2021)

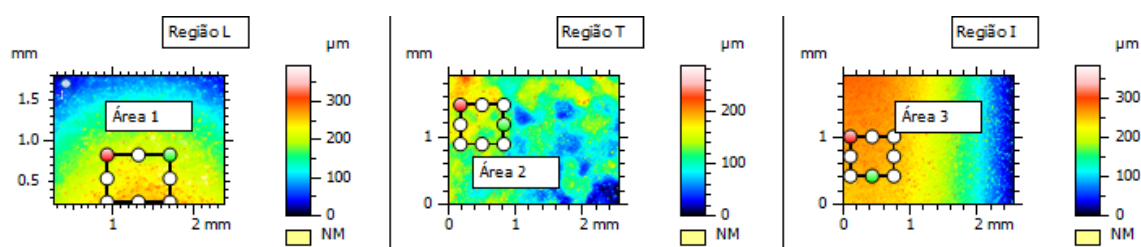
Na varredura das superfícies a região indicada em vermelho possui a maior altura relativa e a região com as cores dentro da faixa do espectro azul são onde há menor altura relativa. Tanto na Figura 52 quanto na Figura 53 nas imagens da região com difusão há nitidamente o aparecimento da curvatura da peça, pois estas regiões são adjacentes ao raio do posticho. A partir destas imagens foram selecionadas áreas de interesse para análise da topografia. As áreas selecionadas correspondem a regiões com uma maior homogeneidade aparente dos perfis de aspereza levando em consideração a escala de cores apresentada na varredura das superfícies. A Figura 54 e a Figura 55 abaixo ilustram a região de interesse em ambas as amostras:

Figura 54 - Áreas de interesse da amostra 1 para a caracterização da topografia da superfície. À esquerda a região lateral (L), ao centro a região do topo (T), e a direita a região inferior do posticho (I)



Fonte: Os autores (2021)

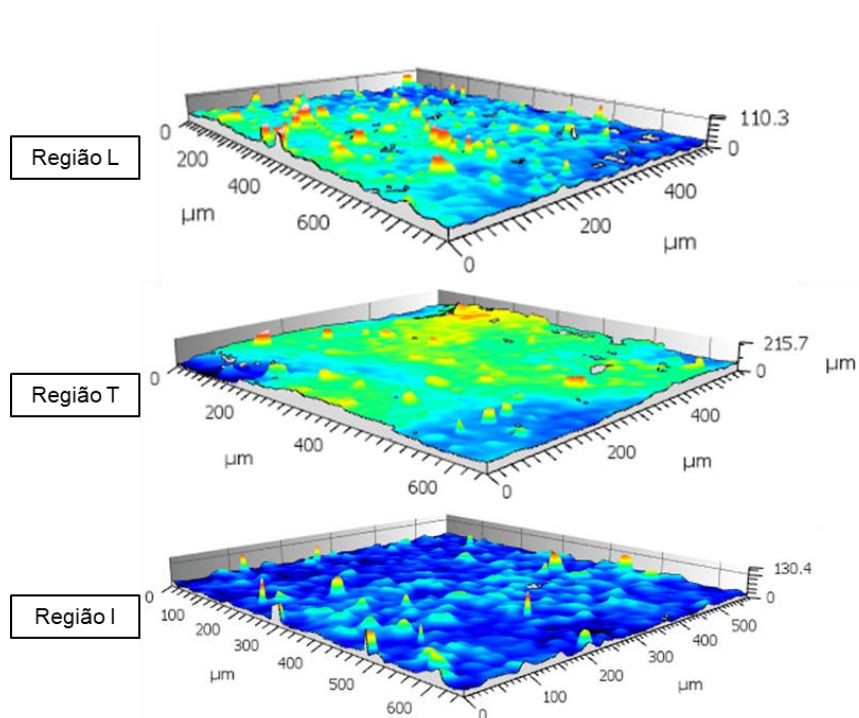
Figura 55 - Áreas de interesse da amostra 2 para a caracterização da topografia da superfície. À esquerda a região superior e à direita a região inferior do postigo



Fonte: Os autores (2021)

A partir das áreas selecionadas em cada uma das amostras foi possível obter um perfil em três dimensões da superfície. Os perfis de cada uma das amostras são mostrados na Figura 56 e na Figura 57 a seguir:

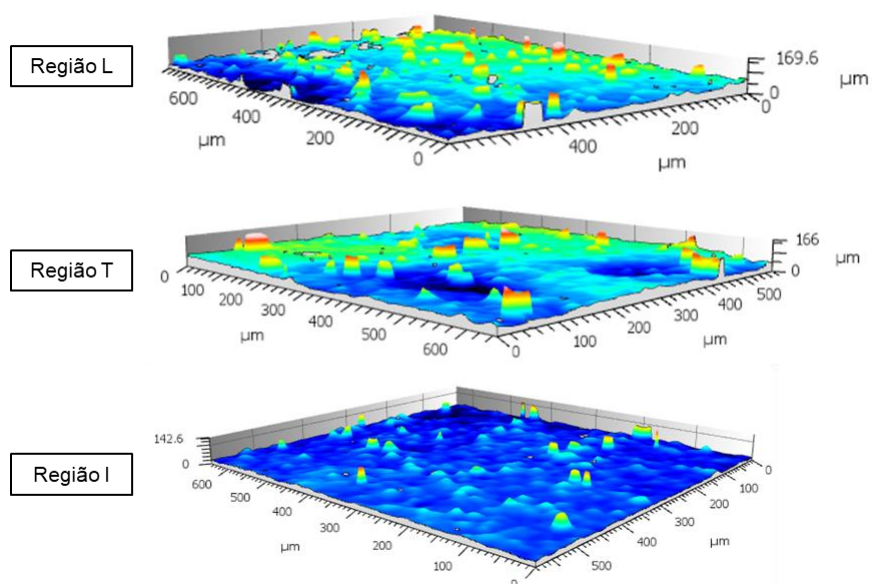
Figura 56 - Perfil das asperezas em três dimensões obtidas na amostra 1



Fonte: Os autores (2021)



Figura 57 - Perfil das asperezas em três dimensões obtidas na amostra 2



Fonte: Os autores (2021)

Na comparação da topografia das superfícies, em ambas as amostras é possível verificar que há um aumento da densidade das asperezas nas superfícies do topo e na lateral do postigo, onde há difusão do Zn no Cu e a irregularidade da troca de átomos no processo de difusão pode explicar este comportamento. Entretanto, outros fatores como o jateamento com cavaco de latão do molde para limpeza e o escoamento do metal também são explicações para esta diferença de rugosidade, uma vez que a base do postigo não fica aparente durante a fundição, como é possível visualizar na Figura 31.

A Tabela 19 a seguir, compila os parâmetros de amplitude e de volume para a superfície em três dimensões.

Tabela 19 - Parâmetros de amplitude e volume para topologia apresentada nas amostras

Parâmetro	Amostra 1			Amostra 2		
	Região Lateral (L)	Região Topo (T)	Região Inferior (I)	Região Lateral (L)	Região Topo (T)	Região Inferior (I)
Sq ( $\mu\text{m}$ )	11,07	25,15	9,645	19,98	19,83	8,308
Ssk	1,548	0,3439	2,051	0,588	0,9311	2,766
Sku	8,962	3,389	12,49	4,94	5,954	21,25
Sp ( $\mu\text{m}$ )	80,46	116,8	110,4	123,2	119,8	122,1
Sv ( $\mu\text{m}$ )	29,85	62,48	20,01	46,4	46,24	20,47
Sz ( $\mu\text{m}$ )	110,3	179,3	130,4	169,6	166	142,6
Sa ( $\mu\text{m}$ )	8,144	19,89	6,997	15,25	15,39	5,504
Vm ( $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ )	0,9865	1,536	0,8727	1,496	1,324	0,8381
Vv ( $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ )	13,29	32,7	12,83	23,56	25,05	9,059
Vmp ( $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ )	0,9865	1,536	0,8727	1,496	1,324	0,8381
Vmc ( $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ )	8,549	22,03	7,022	16,65	16,82	5,511
Vvc ( $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ )	12,45	30,11	12,3	21,3	23,39	8,407
Vvv ( $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ )	0,836	2,581	0,5331	2,257	1,653	0,6521

Fonte: Os autores (2021)

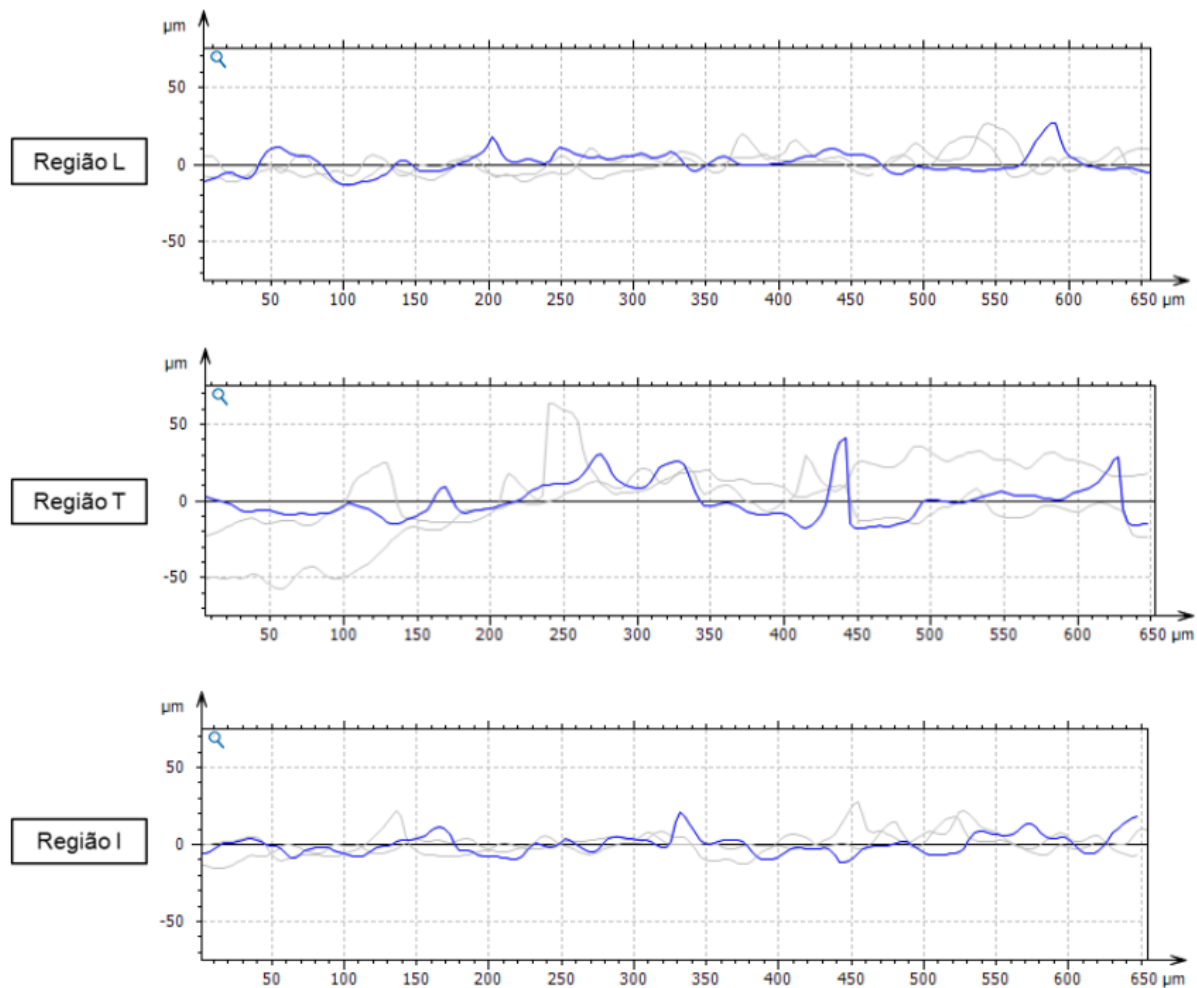
Assim como evidenciado nos perfis das asperezas apresentados, os valores dos parâmetros de amplitude demonstram que nas partes do postigo onde há difusão (L e T) as asperezas são maiores levando ao aumento dos valores dos parâmetros Sq e As, os quais representam a raiz quadrada da somatória e a média aritmética das alturas das asperezas, respectivamente (DELTOMBE; KUBIAK; BIGERELLE, 2014). Conseqüentemente o aumento das asperezas na superfície elevou os valores do parâmetro de volume dos picos (Vmp) na região.

Para cada uma das regiões avaliadas foram extraídos três perfis bidimensionais da topografia em diferentes regiões. A seleção das seções para o perfil de rugosidade levou em consideração os locais onde não foram encontrados grandes desvios entres picos e vales de forma e amenizar os ruídos na análise dos parâmetros. Após selecionadas as três seções a serem analisadas, um gráfico com o perfil de rugosidade resultante das três regiões medidas foi projetado conforme se



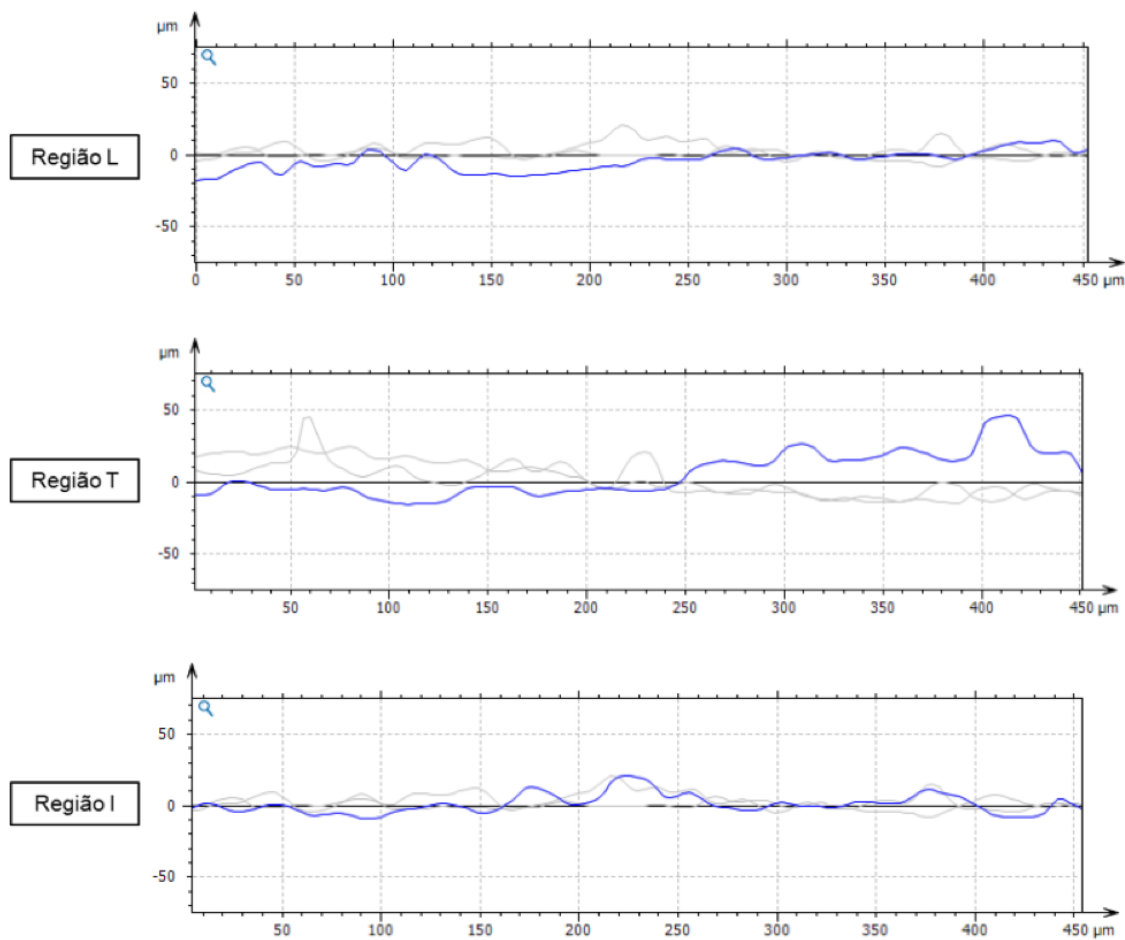
pode observar na Figura 58 e na Figura 59.

Figura 58 - Perfil de rugosidade em duas dimensões obtidas na amostra 1



Fonte: Os autores (2021)

Figura 59 - Perfil de rugosidade em duas dimensões obtidas na amostra 2



Fonte: Os autores (2021)

A partir dos perfis de rugosidade mostrados, foi possível extrair os valores médios dos principais parâmetros bidimensionais que estão listados na Tabela 20.

Tabela 20 - Parâmetros de amplitude e volume para topologia apresentada nas amostras

Parâmetro	Amostra 1			Amostra 2		
	Região Lateral (L)	Região Topo (T)	Região Inferior (I)	Região Lateral (L)	Região Topo (T)	Região Inferior (I)
Rp ( $\mu\text{m}$ )	13,28	28,18	15,99	16,58	21,71	16,28
Rv ( $\mu\text{m}$ )	8,954	12	8,218	8,18	8,373	8,18
Rz ( $\mu\text{m}$ )	22,23	40,18	24,21	24,46	30,09	24,46
Rt ( $\mu\text{m}$ )	30,16	48,58	28	38,11	46,78	38,11
Ra ( $\mu\text{m}$ )	4,386	6,891	3,614	3,825	4,433	3,825
Rq ( $\mu\text{m}$ )	5,578	9,176	4,865	5,19	6,215	5,19

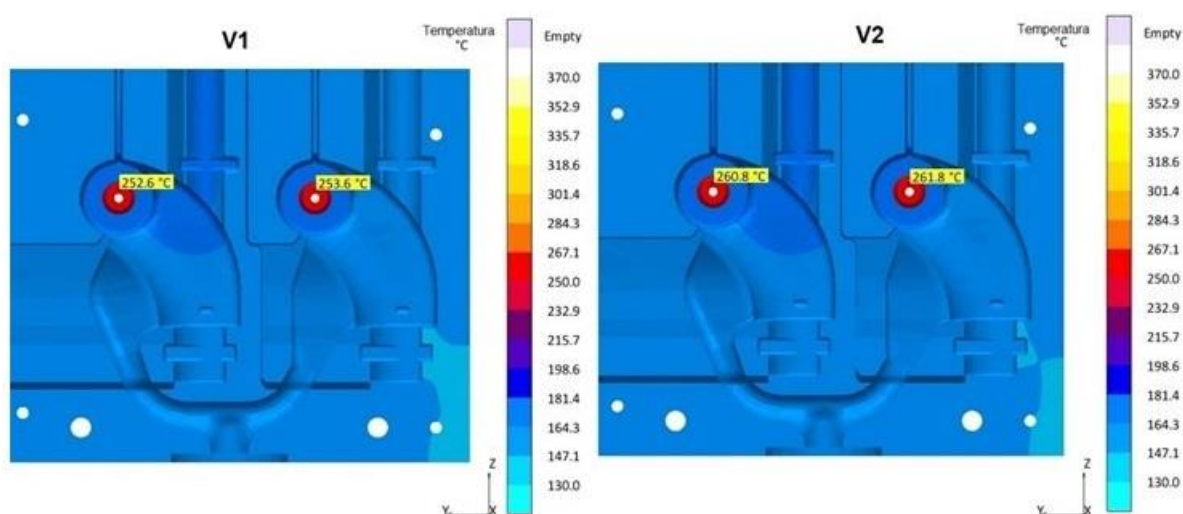
Fonte: Os autores (2021)

Os valores de rugosidade da porção lateral e do topo do postigo apresentaram, de modo geral, valores acima dos encontrados na região inferior, corroborando com os valores em três dimensões. Entretanto para os parâmetros em duas dimensões a região do topo apresentou valores maiores de rugosidade do que na região lateral. Isso se deve, principalmente, à presença de regiões com picos mais elevados, o que pode ser visualizado quando se leva em consideração a altura de pico Rp.

#### 4.4 Resultados da simulação CAD/CAE

A Figura 60 apresenta o comparativo da temperatura inicial da coquilha entre as versões 1 e 2 da simulação, conforme estabelecido no tópico (3.2).

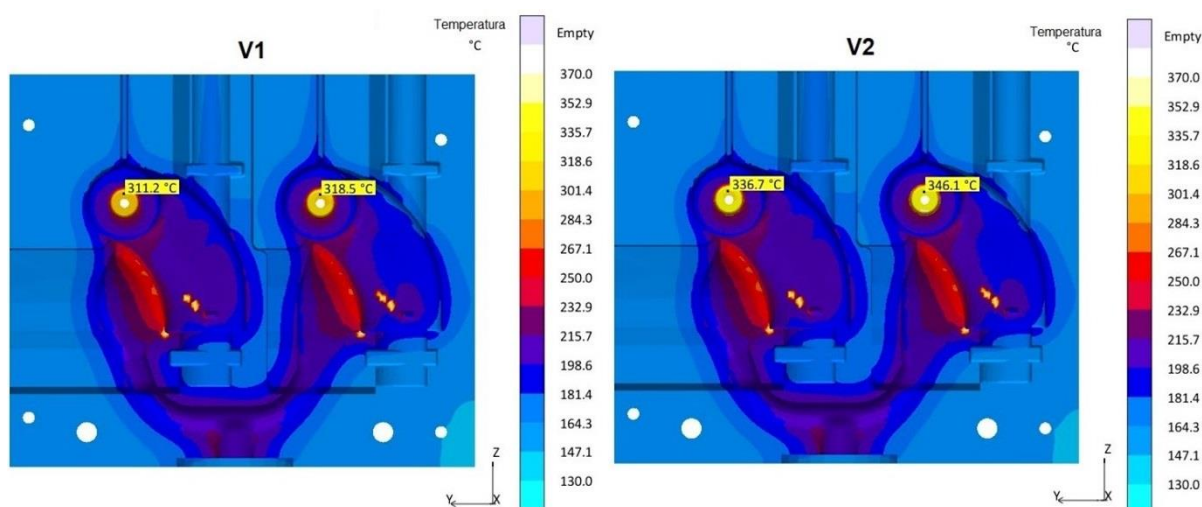
Figura 60 - Temperatura da coquilha no início do enchimento da peça



Fonte: Os autores (2021)

Percebe-se que as regiões dos postigos são os locais com a maior temperatura, porém não se observa diferença significativa entre as temperaturas de V1 e V2, sendo a temperatura de V2 ligeiramente superior nas regiões do postigo. A temperatura média de V1 antes do enchimento é de 253,1°C e de V2 é de 261,3 °C. A Figura 61 apresenta a comparação das temperaturas ao final do enchimento da peça.

Figura 61 - Temperatura da coquilha no final do enchimento da peça



Fonte: Os autores (2021)

Ao final do enchimento da peça, as temperaturas dos postigos permanecem mais elevadas se comparadas ao restante da coquilha, sendo superior também a região do canal de alimentação da peça.

A temperatura mais elevada dos postigos em comparação com o restante da coquilha pode ser explicada pela sua localização. Sua fixação é no centro de uma região com grande concentração de material fundido, por isso possui maior módulo térmico (módulo de Chvorinov), o que justifica a maior temperatura (WLODAWER, 1966). Como visto no tópico 2.3.7 a temperatura é um dos fatores que influenciam no aumento do coeficiente de difusão.

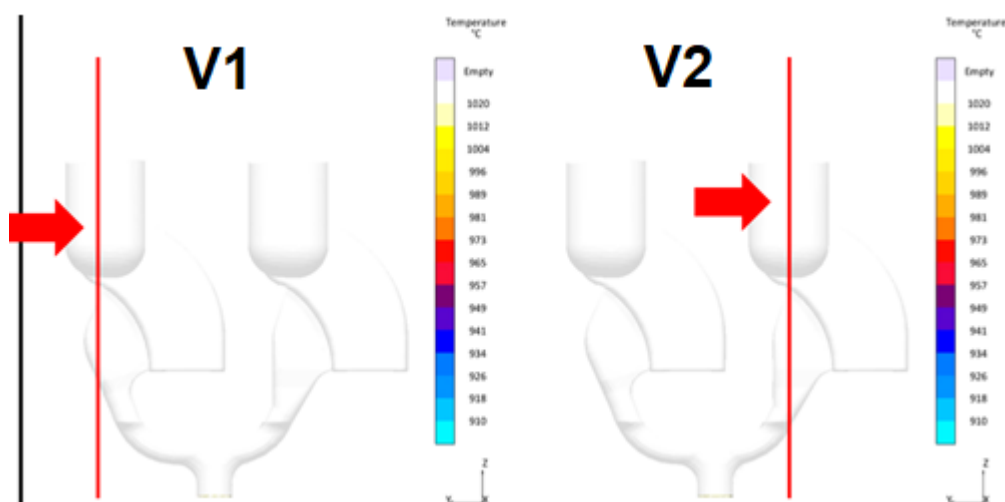
A temperatura média de V1 é de 314,85°C e a de V2 341,4°C, o que demonstra uma diferença significativa entre as duas versões. Há de se destacar também a diferença entre as cavidades, a cavidade da esquerda possui temperatura menor a da direita em ambas as versões. Essa diferença é explicada pela assimetria

nos canais de alimentação da ferramenta.

A diferença das temperaturas dos postigos entre as versões 1 e 2 é explicada pela troca de materiais dos postigos, sendo que o CuCr é material mais condutor que o latão. Enquanto o CuCr possui condutividade térmica de 315 W/m·K, latões amarelos como o C85200 ou C85400 possuem condutividade térmica de 83,9 W/m·K e 88 W/m·K respectivamente (ASM, 1990).

Para comparação da temperatura da peça foi utilizado a cavidade da esquerda da versão 1 e a cavidade da direita da versão 2 em vista de corte, conforme representação da Figura 62.

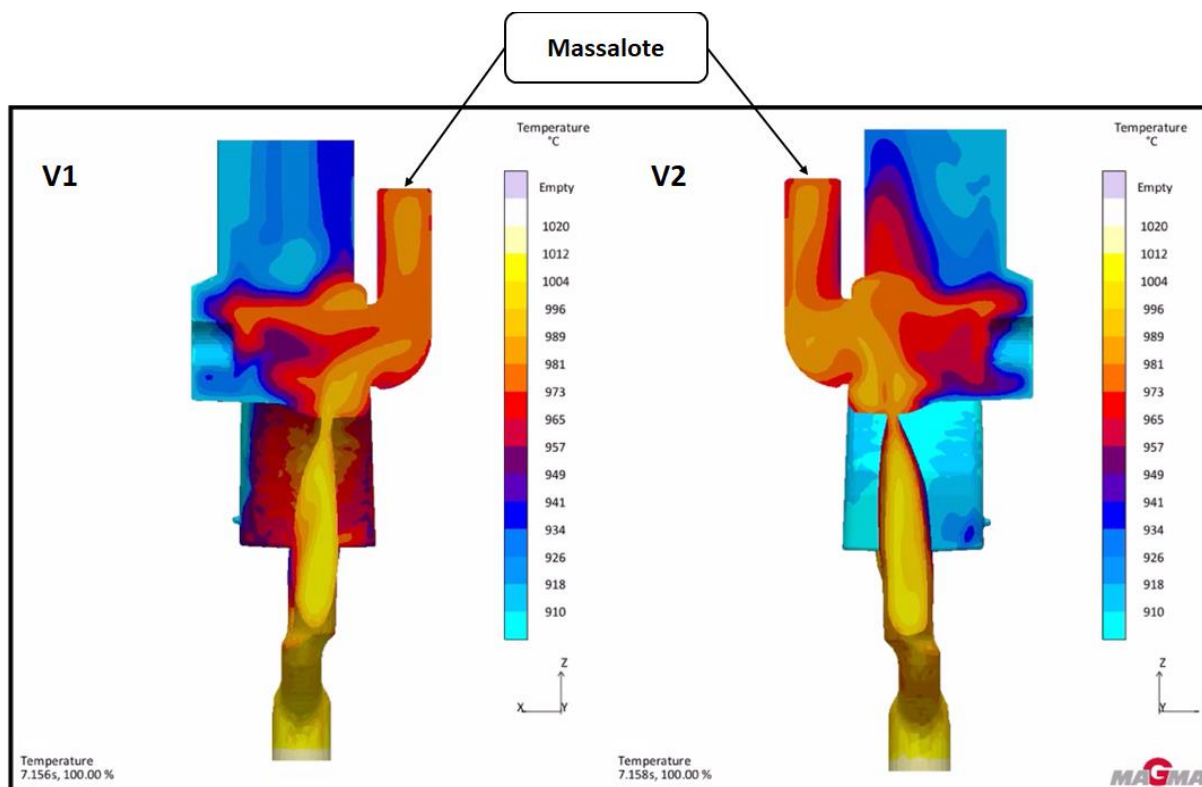
Figura 62 - Ilustração da posição de análise das cavidades



Fonte: Os autores (2021)

A comparação foi realizada nessas cavidades, pois são as que apresentam a menor temperatura na região do postigo (versão 1) e a maior (versão 2). Sendo assim, a Figura 63 apresenta o comparativo das duas versões da temperatura da peça ao final do enchimento.

Figura 63 - Temperatura ao final do enchimento da peça



Fonte: Os autores (2021)

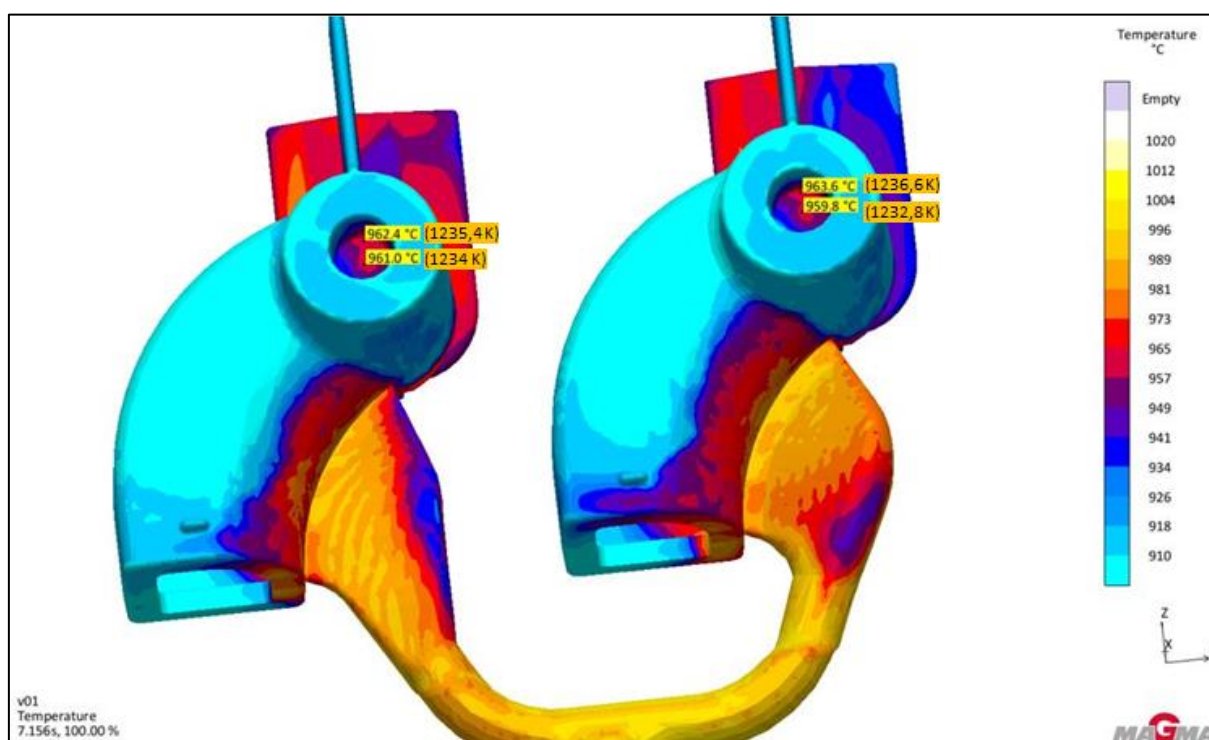
Através da simulação é possível notar que há diferença no comportamento térmico entre as versões. Enquanto na versão 1 há regiões que estão se solidificando e que o metal já se encontra na forma pastosa, na versão 2 o metal ainda está no estado líquido. Isso pode ser explicado mais uma vez pela diferença dos materiais do postigo. Na versão 1, o metal líquido se solidifica mais rápido do que a versão 2, devido à alta condutividade térmica do cobre.

Verifica-se também que as regiões mais quentes se encontram na região do canal e massalote. Neste caso, o massalote cumpre o seu objetivo, pois se percebe que está fornecendo metal líquido para a região da peça que tende a se solidificar por último. O massalote é uma reserva de metal líquido adjacente a peça, com o intuito de fornecer metal líquido para compensar a contração do material na transição do estado líquido para o sólido. Ou seja, ele serve como um alimentador da peça a fim de evitar a formação de vazios, os chamados rechupes. Dessa forma,

o massalote deve ser colocado próximo a região da peça a se solidificar por último (BALDAN; VIEIRA, 2014).

A temperatura da peça na região do postiço da versão 1 é apresentada na Figura 64, sendo a temperatura média dos pontos de 961,7°C. Essa informação será útil para a estimativa do tempo de troca do postiço apresentada no tópico 4.5.

Figura 64 - Temperatura da peça na região do postiço V1

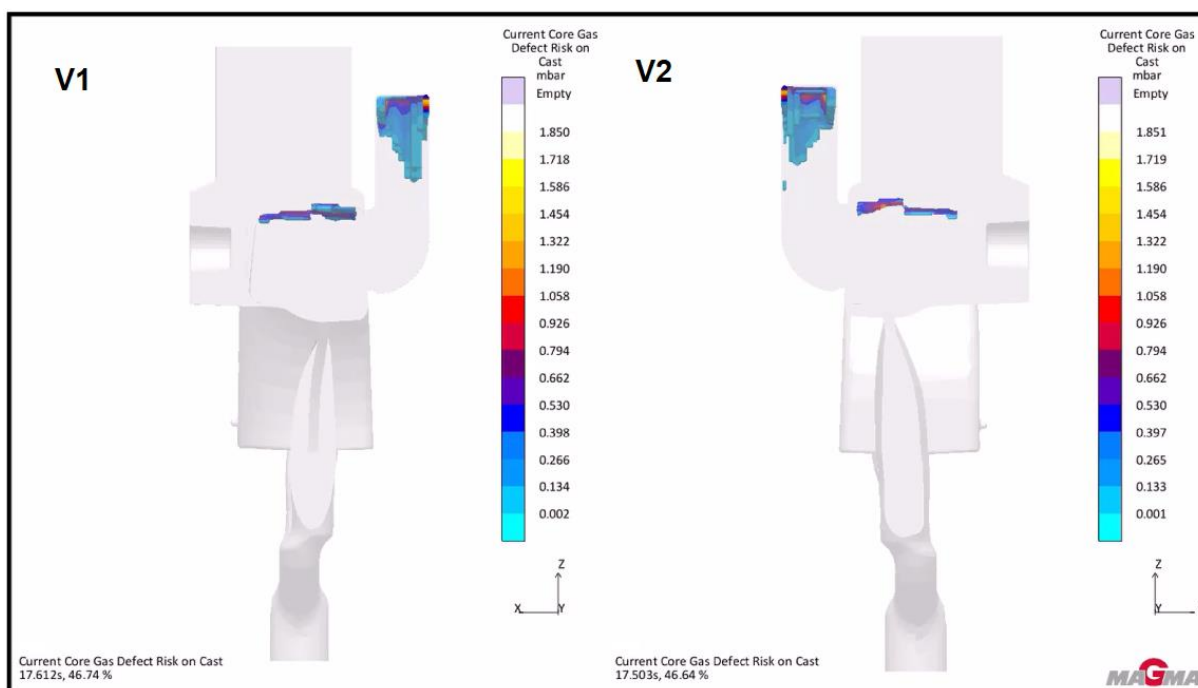


Fonte: Os autores (2021)

No que se refere a formação de gases durante o processo de fundição, a Figura 65 apresenta os gases gerados pelos núcleos de areia, comumente conhecidos por machos de areia, durante o processo de enchimento e solidificação do metal.



Figura 65 - Gases liberados durante enchimento e solidificação da peça



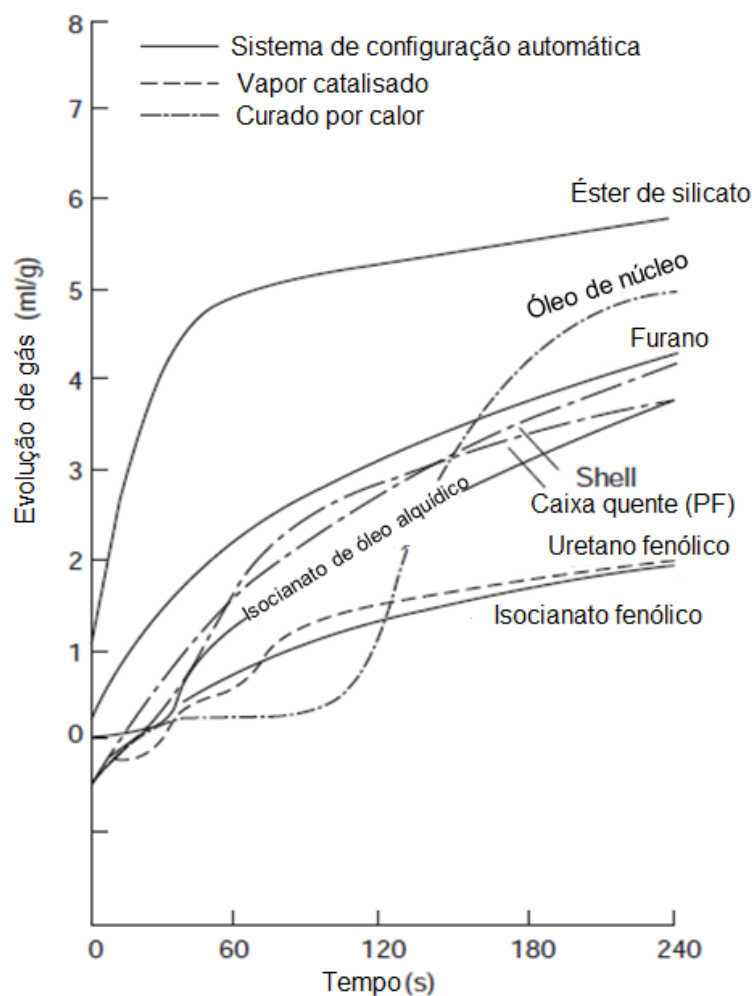
Fonte: Os autores (2021)

A liberação de gases ocorre devido a queima da resina contida nos núcleos de areia. Tais resinas tem como função atuar como ligantes para os grãos de areia.

A Figura 66, ilustra a taxa de evolução de gás em ml/g de diversos ligantes durante o tempo. Sendo o ligante mais similar ao utilizado no processo estudado, o de caixa quente (PF), uma vez que o ligante utilizado no processo, a resina uréia formaldeído (UF) é pouco utilizada devido sua aplicação específica em empresas de metais sanitários, portanto, tem literatura escassa.



Figura 66 - Taxa de evolução de gás de diversos ligantes durante o tempo

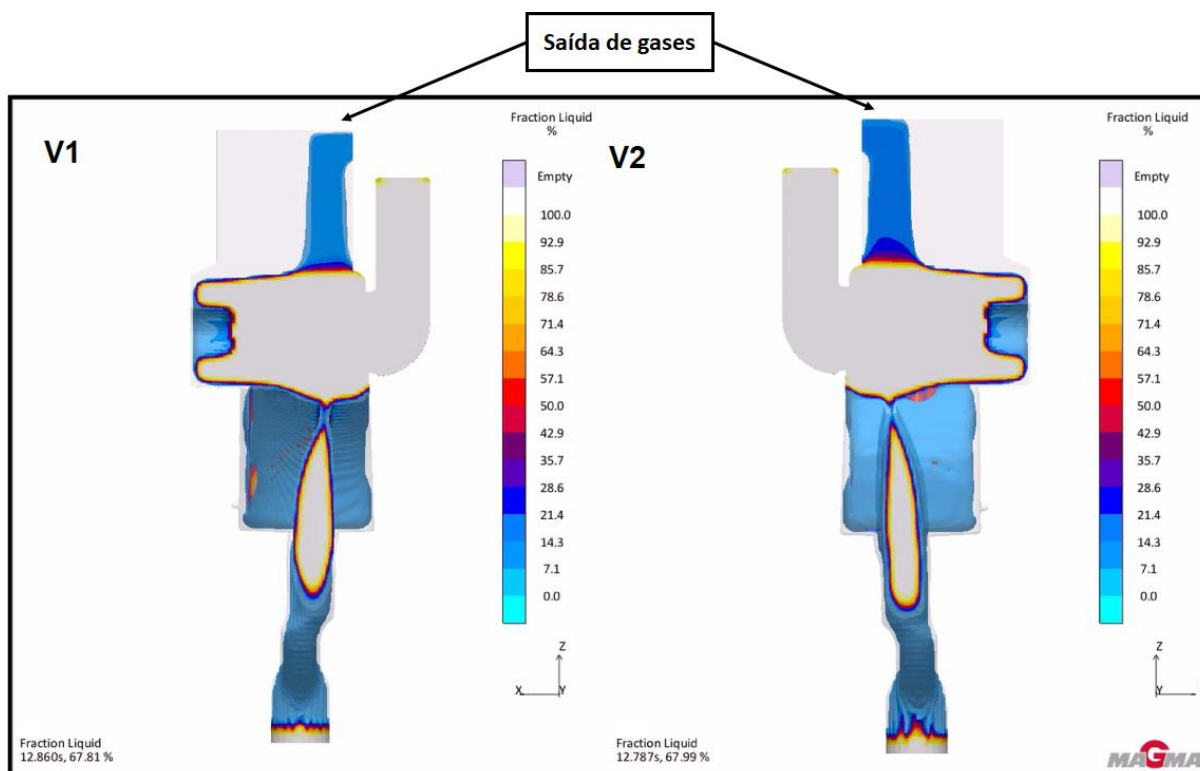


Fonte: Adaptado de Campbell (2011)

Dessa forma, os gases gerados no processo de fundição tendem a sair da peça, porém se não conseguem superar a viscosidade do metal que está se solidificando, em estado pastoso por exemplo, este gás tende a ficar aprisionado dentro da peça, gerando porosidade.

Na peça do presente estudo, é possível observar pela Figura 67 que a saída de gases se solidifica mais rápido do que outras regiões da peça. Isso pode comprometer a saída dos gases, devido as forças de resistência provenientes da viscosidade do metal que está se solidificando.

Figura 67 - Solidificação da peça



Fonte: Os autores (2021)

Na versão 2 (postigo de latão), de acordo com a simulação, o metal demora mais para solidificar. Dessa forma, os gases gerados no interior da peça tentarão se mover para saída, como há uma maior demora para solidificação, o metal ainda estará líquido e, portanto, com baixa viscosidade, permitindo que o ar permeie o metal. Ao encontrar uma região já solidificada, o ar fica aprisionado, resultando na porosidade observada na prática, demonstrada pela Figura 68.

Figura 68 - Vista em corte da relação postigo e peça com defeito



Fonte: Os autores (2021)

Pela imagem, observa-se que o gás estava se movendo para saída de gases da peça, porém não conseguiu escoar e ficou aprisionado no interior da peça.

#### 4.5 Cálculo da estimativa do tempo de troca do postigo

Com o objetivo de prevenir a ocorrência de rejeitos nos componentes fundidos é muito importante tentar estimar o tempo de troca do postigo. Para isso, utilizou-se a equação 6 para determinar o coeficiente de difusão com base na temperatura. A temperatura utilizada é aquela na interface do latão e o postigo de cobre, obtida através da simulação e apresentada na Figura 64.

Logo, o cálculo para determinação do coeficiente de difusão “D” é explícito a seguir.

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$$

Aplica-se logaritmo.

$$\ln D = \ln D_0 - \frac{Q}{R} \times \left(\frac{1}{T}\right)$$

- $D_0 = 2,4 \times 10^{-5} \left[\frac{m^2}{s}\right]$  – Retirado da Tabela 10
- $Q = 1,89 \times 10^5 \left[\frac{J}{mol}\right]$  – Retirado da Tabela 10
- $R = 8,314 \left[\frac{J}{mol \cdot K}\right]$  – Constante universal dos gases
- $T = 1234,85 [K]$  – Figura 64

$$\ln D = \ln (2,4 \times 10^{-5}) - \frac{1,89 \times 10^5}{8,314} \times \left(\frac{1}{1234,85}\right)$$

$$\ln D = -10,637 - 18,409$$

$$\ln D = -29,046$$

$$D = \frac{1}{e^{29,046}}$$

$$D = 2,429 \times 10^{-13} \left[\frac{m^2}{s}\right]$$

Para determinar o tempo necessário para ocorrer a difusão de toda a camada que foi medida no MO, foi utilizada a equação simplificada da 2ª Lei de Fick, equação 3. Para a concentração na superfície ( $c_s$ ) foi considerado o teor de Zn obtido pela análise química da amostra de latão. A concentração inicial do material ( $c_0$ ) foi considerada a do postigo de cobre na região onde não havia ocorrido difusão (Tabela 10). A concentração ( $c_x$ ) foi obtida através da análise do EDS. E para  $x$  foi considerada a menor espessura da camada medida no MO.

Então:

$$\frac{c_s - c_x}{c_s - c_0} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

- $c_s = 37,86\%$  em peso de Zn
- $c_x = 35,1\%$  em peso de Zn
- $c_0 = 0,0\%$  em peso de Zn
- $x = 2,2475 \times 10^{-5}$  [m]
- $D = 2,429 \times 10^{-13}$  [ $\frac{m^2}{s}$ ]

$$\frac{37,86 - 35,1}{37,86 - 0,0} = \operatorname{erf}\left(\frac{2,2475 \times 10^{-5}}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

$$0,0729 = \operatorname{erf}\left(\frac{2,2475 \times 10^{-5}}{2\sqrt{2,429 \times 10^{-13}t}}\right)$$

$$0,0729 = \operatorname{erf}\left(\frac{22,80}{\sqrt{t}}\right)$$

Utilizando a Tabela 11 e interpolando é obtido o valor de z para função erro.

$$z = 0,0647$$

$$\frac{22,80}{\sqrt{t}} = 0,0647$$

$$t = \left(\frac{22,80}{0,0647}\right)^2$$

$$t = 124182,7099 \text{ [s]}$$

$$t = 34,495 \text{ [h]}$$

Dessa forma, levando em conta que a taxa de produtividade deste item é de 44 peças por hora e a sua demanda de 142 peças por mês, é possível estimar a quantidade de meses para troca do postigo.

$$\text{Tempo de troca} = \frac{t \times \text{Taxa de produtividade}}{\text{Demanda média}}$$

$$\text{Tempo de troca} = \frac{34,495 \times 44}{142}$$

$$\text{Tempo de troca} = 10,68 \text{ meses}$$

Embora as condições de contorno utilizadas para obtenção deste tempo de troca sejam bastante genéricas, o tempo encontrado através do cálculo se mostrou condizente com a realidade, tendo em vista que as últimas trocas realizadas do postigo ocorreram em um período entre 7 e 12 meses de uso. Essa variação do tempo de troca ocorrido na prática também é explicada pela variação da produção da peça, onde há períodos de maior produção e outros de menor. Porém, na prática a troca é realizada apenas quando se observa o aparecimento do defeito, dessa forma, uma troca preventiva do postigo reduziria rejeitos e desperdícios. Entretanto, para uma estimativa mais precisa deste processo de difusão seriam necessários testes experimentais para determinar o coeficiente de difusão com maior exatidão.

## 5 CONCLUSÃO

Neste trabalho, ao caracterizar-se o material da peça fundida e da coquilha, este antes e após determinada quantidade de vazamentos, evidenciou-se que:

- A composição química aferida na superfície da amostra, conciliada com as fases encontradas na difração de raio-X e a dureza evidenciaram a formação de uma camada de latão no postigo originalmente fabricado em cobre.
- Com a análise de microscopia confocal foi possível perceber um aumento na densidade das asperezas nas regiões do topo e lateral do postigo, onde há difusão de Zn, havendo a possibilidade deste comportamento ser explicado pela irregularidade da troca de átomos no processo de difusão, pelo jateamento das regiões do topo e lateral do postigo ou pelo escoamento do metal durante a fundição.
- A simulação CAD/CAE evidenciou que a região do postigo é a mais quente durante o processo de fundição, o que colabora para o processo de difusão, visto que a temperatura é um dos fatores que influenciam no coeficiente de difusão.
- Após a alteração do material do postigo para latão, se constatou um aumento da temperatura. Este aumento se dá em virtude da menor condutividade térmica do latão e influência no retardamento da solidificação do material na região do postigo. Isto colabora para que uma maior quantidade de gás permeie o metal e seja aprisionado, gerando porosidades.
- A estimativa de troca do postigo se mostrou condizente com a prática, todavia, é necessário um estudo mais aprofundado para estimativa do coeficiente de difusão no processo.

## 6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Determinar de forma experimental os valores de coeficiente de difusão com o intuito de aumentar a precisão do cálculo estimativo para troca ou reparo preventivo das coquilhas de cobre.
- Desenvolver tratamento de superfície que prolongue a vida útil das coquilhas de cobre.
- Avaliar a utilização de materiais para moldes que apresentem menor difusividade do que a liga cobre-cromo.
- Verificar a influência do processo de difusão na fragilização dos moldes



## 7 REFERÊNCIAS

ABCOBRE. Procobre. **Sobre o cobre**, 2021. Disponível em: <http://abcobre.org.br/sobre-o-cobre/>. Acesso em: 10 Abril 2021.

ALAM, M. A. et al. Influence of aluminum addition on the mechanical properties of brass/Al composites fabricated by stir casting. **Materials Today: Proceedings**, Seri Iskandar, 31 Março 2021.

ALMEIDA, V. H. D. S. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica - Faculdade de Engenharia Mecânica do Porto, Porto.. **Fundição em coquilha por baixa pressão de ligas de alumínio**, 2016. Disponível em: [https://sigarra.up.pt/feup/en/pub\\_geral.show\\_file?pi\\_doc\\_id=53186](https://sigarra.up.pt/feup/en/pub_geral.show_file?pi_doc_id=53186). Acesso em: 20 Abril 2021.

ALVES, M. B. Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto.. **Projeto de sistemas de giteagem e alimentação para fundição em coquilha por baixa pressão de ligas de alumínio**, 2015. Disponível em: <https://repositorio-aberto.up.pt/bitstream/10216/89469/2/35699.pdf>. Acesso em: 10 Abril 2021.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Metals Handbook: Properties and Selection of Metals**. 8ª. ed. [S.l.]: [s.n.], v. 1, 1961.

AN INVESTMENT CASTING INSTITUTE PUBLICATION. **Atlas of Casting Defects**, 2017. Disponível em: [http://61746c6173.investmentcasting.org/casting/Atlas\\_of\\_Casting\\_Defects.pdf](http://61746c6173.investmentcasting.org/casting/Atlas_of_Casting_Defects.pdf). Acesso em: 19 Abril 2021.

ARAÚJO, J. C.; MÁRQUEZ, R. M. G. Proposta alternativa para a estimativa da concentração de carbono em amostras metálicas delgadas de aço-carbono. **REMAT**, Bento Gonçalves, v. 4, p. 215-228, Agosto 2018. Disponível em: <https://periodicos.ifrs.edu.br/index.php/REMAT/article/view/2684>.

ARRUDA, L. E. **Técnicas metalúrgicas de elaboração de ligas e fundição**. São

Paulo: Museu de Arqueologia e Etnologia, 1997.

ASKELND, D. R.; FULAY, P. P.; BHATTACHARYA, D. K. **Ciência e engenharia dos materiais**. 2ª. ed. São Paulo: Cengage Learning, 2014. Disponível em: <https://app.minhabiblioteca.com.br/#/books/9788522118014/cfi/3!/4/4@0.00:56.5>. Tradução da 3ª edição norte-americana.

ASM. **ASM Handbook: Casting**. 9. ed. Ohio: ASM International, v. 15, 1988. 937 p. ISBN-10 : 9780871700216.

ASM. **ASM Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. Ohio: ASM International, v. 2, 1990.

ASM. **ASM Handbook: Copper Casting Alloys**. Nova Iorque: ASM International, 1994. 114 p. Disponível em: [https://www.copper.org/publications/pub\\_list/pdf/7014.pdf](https://www.copper.org/publications/pub_list/pdf/7014.pdf).

ASM. **ASM Handbook: Failure Analysis And Prevention**. Ohio: ASm International, v. 11, 2002. 2909 p. ISBN: 0-87170-704-7.

ASM. **ASM Handbook: The Brasses**. Ohio: ASM International, v. 15, 2008. 1256 p. ISBN: 978-0-87170-711-6.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 6941 Peças de ligas de cobre fundidas em coquilhas - Requisitos e métodos de ensaio**. Rio de Janeiro: [s.n.], 2015.

BALDAN, R. D. L.; VIEIRA, E. A. **Fundição: Processos e Tecnologias Correlatas**. 2ª. ed. São Paulo: Érica, 2014.

BAPTISTA, V. Revista Use. **Docol é duplamente premiada pelo IF Design Award 2020**, 2020. Disponível em: <http://www.revistause.com.br/docol-e-duplamente-premiada-pelo-if-design-award-2020/>. Acesso em: 09 Dezembro 2020.

BARELLA, S. et al. Investigation of failure and damages on a continuous casting copper mould. **Engineering Failure Analysis**, Milão, Vol. 36, 27 Novembro 2014.

432-438.

BERGMAN, T. L. et al. **Fundamentals of Heat and Mass Transfer**. 8<sup>a</sup>. ed. Jefferson City: John Wiley & Sons Inc, 2017. 1076 p.

CALLCUT, V. **The Brasses, properties & applications**. Hemel Hempstead: Copper Development Associatio Publication No. 117, 1996. 66 p. Disponível em: [http://www.nationalbronze.com/pub-117---the-brasses\\_whole\\_web-pdf.pdf](http://www.nationalbronze.com/pub-117---the-brasses_whole_web-pdf.pdf). Revised in 2005 by Peter Webster.

CALLISTER, W. D. J.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 10<sup>a</sup>. ed. Rio de Janeiro: Grupo Editora Nacional, 2020. Disponível em: <https://app.minhabiblioteca.com.br/#/books/9788521637325/>.

CAMPBELL, J. **Complete Casting Handbook: Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design**. 1<sup>a</sup>. ed. Birmingham: Elsevier, 2011.

CARAM, R. J. **Estruturas e propriedades dos materiais**. Campinas: Departamento de Engenharia de Materiais, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2000.

CASTRO, G. S. **Estudo e otimização da liga de latão utilizada na Grohe Portugal S.A.** Porto: Dissertação de Mestrado - Curso de Mestrado Integrado Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade do Porto, 2008. 78 p.

CRC PRESS. **Handbook of Chemistry and Physics**. 85<sup>a</sup>. ed. Boca Ratón: CRC Press, 2004. 2712 p. ISBN-10 0849304857.

CREMASCO, M. A. **Difusão Mássica**. São Paulo: Blucher, 2019. 284 p.

DELTOMBE, R.; KUBIAK, K. J.; BIGERELLE, M. How to select the most relevant 3D roughness parameters of a surface. **Scanning**, Wiley, Volume 36, 05 fev. 2014. 150-160.

DUARTE, I. R. **Fundição em Coquilha por Gravidade**. Joinville: Sociedade

Educacional de Santa Catarina - Instituto Superior Tupy, 2004.

DUARTE, R. M. M. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica - Faculdade de Engenharia do Porto, Porto. **Desenvolvimento do processo de fundição por baixa pressão para a obtenção de puxadores em ligas de alumínio**, 2014. Disponível em: [https://sigarra.up.pt/fep/pt/pub\\_geral.show\\_file?pi\\_doc\\_id=25627](https://sigarra.up.pt/fep/pt/pub_geral.show_file?pi_doc_id=25627). Acesso em: 22 Abril 2021.

FELIX, F. S. Dissertação de Mestrado - Instituto de Química da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo. **Avaliação ambiental de exposição a fumos metálicos em fundições**, São Paulo, 2004. Disponível em: <https://www.revistas.usp.br/revmaesupl/article/view/113437>. Acesso em: 01 Dezembro 2020.

FERREIRA, J. M. G. D. C. **Tecnologia da Fundição**. 1ª. ed. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1999. ISBN 972-31-0837-2.

FU, P. et al. Journal of materials processing technology Ed. 205 / Shangai (CH) e Warren (EUA). **Low-pressure die casting of magnesium alloy AM50: Response to process parameters**, 2006. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2213956713000030>. Acesso em: 30 Abril 2021.

GRONOSTAJSKI, Z. J. **Correlation Between Stress-Strain Relation and Phase Transformation in Copper Alloys**. [S.l.]: Journal of Material Processing Technology, v. 119, 2001. 244-250 p. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092401360100961X>. ISSN 0924-0136.

GUOFA, M. et al. School of Materials Science and Engineering, Henan Polytechnic University, Jiaozuo. Department of Mechanical Engineering, Chengde.. **Numerical simulation of low pressure die-casting aluminum wheel**, 2008. Disponível em: <https://core.ac.uk/download/pdf/27142024.pdf>. Acesso em: 20 Abril 2021.

GUZZO, M. F.; COELHO, R. S. Siintec - IV International Symposium on Innovation and Tecnology - Salvador. **Avaliação da Desoxidação de Cobre na Vida Útil de Moldes de Anodo**, 2018. Disponível em: [https://doity.com.br/media/doity/submissoes/artigo-b2394382014b5340b43147c6f58cf61c01a39e0f-arquivo\\_revisado.pdf](https://doity.com.br/media/doity/submissoes/artigo-b2394382014b5340b43147c6f58cf61c01a39e0f-arquivo_revisado.pdf). Acesso em: 01 Dezembro 2020.

HASHIMOTO, A. Premesa S/A Ind. e Comércio. **Defeitos em fundidos - Causas e Efeitos**, 1980. Disponível em: <https://foundrygate.com/upload/artigos/Defeitos%20em%20Fundidos%20-%20Causa%20e%20Efeito%20.pdf>. Acesso em: 01 Dezembro 2020.

ICSG. International Copper Study Group. **The World Copper Factbook**, 2020. Disponível em: <http://www.icsg.org/index.php/component/jdownloads/finish/170/3046>. Acesso em: 08 Maio 2021.

INCROPERA, F. P. **Fundamentos de transferência de calor e de massa**. 6<sup>a</sup>. ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos, 2008.

INFOMET. Metais e Ligas: Cobre. **Cobre comercialmente puro e cobre ligado**, 2017. Disponível em: <https://www.infomet.com.br/site/metais-e-ligas-conteudo-ler.php?codAssunto=62>. Acesso em: 06 Maio 2021.

LEE, P. D.; CHIRAZI, A.; SEE, D. Journal of Light Metals 1. Department of Materials, Imperial College, Prince Consort Road, London. **Modeling microporosity in aluminum±silicon alloys: a review**, 2001. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1471531700000031>. Acesso em: 27 Abril 2021.

LIMA, A. R. M. C. S. D.; FREITAS, A. W.; MAGALHÃES, P. J. D. M. Relatório do curso de Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto. **Processos de vazamento em moldações permanentes**, 2003. Disponível em: <https://silo.tips/download/processos-de-vazamento-em-moldacoes->

permanentes. Acesso em: 25 Abril 2021.

LOPES, J. T. D. B. Jorge Teófilo de Barros. **Estrutura e Propriedades dos Materiais: Difusão Atômica**, 2017. Disponível em: <https://jorgeteofilos.files.wordpress.com/2017/01/mcm-apostila-capitulo02.pdf>. Acesso em: 04 Dezembro 2020.

LUO, A. A. *Jornal of Magnesium and Alloys*, Volume 1. **Magnesium casting technology for structural applications**, 2013. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2213956713000030>. Acesso em: 25 Abril 2021.

MARINHO, M. A. R. **Estudo de redução de custos no setor de fundição de uma empresa de médio porte por meio de adequação de liga não-ferrosa ao processo**. Fortaleza: Trabalho de Conclusão de Curso - Graduação: Curso de Graduação em Engenharia Metalúrgica, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, 2019.

MARQUES, F. D. F. Tese de Mestrado em Engenharia Mecânica. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto.. **Desenvolvimento do Processo de Vazamento em Coquilhas Rotativas**, 2010. Disponível em: <https://repositorio-aberto.up.pt/bitstream/10216/59421/1/000141291.pdf>. Acesso em: 01 Maio 2021.

MARTINS, J. M. Tese de Mestrado - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Rio de Janeiro. **Recuperação hidrometalúrgica de cobre e zinco a partir de cinzas de fundição de latão utilizando extração por solvente com D2EHPA.**, 2017. Acesso em: 01 Dezembro 2020.

MATESO, V. Tese de Mestrado - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. **Análise de solidificação para o projeto de molde e as relações com as propriedades mecânicas na fundição da liga de latão 60/40**, 2006. Disponível em: <https://www.lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/5929/000522101.pdf>. Acesso

em: 01 Dezembro 2020.

MEDINA, F. Metalografia de Cobre. **Metalografia, Fractografía y Analisis in Situ**, 2010. Disponível em: <http://metalografiainsitu.blogspot.com/2010/04/metalografia-de-cobre.html>. Acesso em: 15 Abril 2021.

MEHRER, H. **Diffusion in Solids**. 1ª. ed. Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, v. 155, 2007.

MEL, A.-A. E.; NAKAMURA, R.; BITTENCOURT, C. The Kirkendall effect and nanoscience: hollow nanospheres and nanotubes. **Beilstein Journal Nanotechnol**, Beilstein, v. 6, p. 1348–1361, 2015. Acesso em: 5 Abril 2021.

MENDES, G. M. **Análise experimental do processo de fundição sob baixa pressão da liga AISI10Mg aplicável na fabricação de componentes automotivo**. Joinville: Trabalho de Conclusão de Curso, Universidade Federal de Santa Catarina - Centro Tecnológico de Joinville / Graduação em Engenharia Automotiva, 2019.

MITTERER, C. et al. Elsevier - Surface and Coatings Technology - Volume 125 p. 233-239. **Application of hard coatings in aluminium die casting — soldering, erosion and thermal fatigue behaviour**, 2020. Disponível em: [http://dx.doi.org/10.1016/s0257-8972\(99\)00557-5](http://dx.doi.org/10.1016/s0257-8972(99)00557-5). Acesso em: 02 Maio 2021.

NAKAJIMA, H. he discovery and acceptance of the Kirkendall Effect: The result of a short research career. **JOM - The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society**, v. 49, p. 15-19, 1997.

NATIONAL RESEARCH COUNCIL. Washington: The National Academies Press. **Perspectives in Materials Research**, 1963. Disponível em: <https://doi.org/10.17226/21505>. Acesso em: 06 Dezembro 2020.

NEUMANN, G.; TUIJN, C. **Self-Diffusion and Impurity Diffusion in Pure Metals: Handbook of Experimental Data**. 1ª. ed. Berlin e Amsterdan: Elsevier, 2009. ISBN: 978-1-85617-511-1.

NOVAK, J. S. et al. Metallurgical and surface damage analysis in a copper mold after service. **Materials Today: Proceedings**, Udine, Volume 5, 2018. 26709-26714.

PANTAZOPOULOS, G.; VAZDIRVANIDIS, A. **Characterization of the Microstructural Aspects of Machinable Alpha-Beta Phase Brass**. Atenas: Microscopy and Analysis, v. 1, 2008. 13-16 p.

PAUL, A. et al. **Thermodynamics, Diffusion and the Kirkendall Effect in Solids**. 1ª. ed. [S.l.]: Springer, Cham, 2014. 530 p. Ebook ISBN 978-3-319-07461-0.

PENG, L. et al. The phase transformation and strengthening of a Cu-0.71 wt% Cr alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, 708, 25 Junho 2017. 1098-1102. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.03.069>. Acesso em: 18 Maio 2021.

QUINTA, R. S. Dissertação de Mestrado - Curso de Mestrado Integrado Engenharia Mecânica, Universidade do Porto, Porto.. **Maquinabilidade de componentes em latão com ferramentas em PCD.**, 2018. Disponível em: <https://repositorio-aberto.up.pt/bitstream/10216/113807/2/276903.pdf>. Acesso em: 01 Dezembro 2020.

RODRIGUES, M. A.; SILVA, P. P.; GUERRA, W. **Cobre**. São Paulo: Química nova na escola, v. 34 nº3, 2012. 161-162 p. Disponível em: [http://qnesc.sbq.org.br/online/qnesc34\\_3/10-EQ-37-10.pdf](http://qnesc.sbq.org.br/online/qnesc34_3/10-EQ-37-10.pdf). Acesso em: 10 Abril 2021.

ROSSITI, S. M. **Processos e variáveis de fundição**. São Paulo: Grupo Metal, 1993.

SADAYAPPAN, M. et al. **Grain Refinement of Permanent Mold Cast Copper Base Alloys**. [S.l.]: Materials Technology Laboratory: US Department of Energy, 2004.

SHACKELFORD, J. F. **Ciência dos materiais**. 6ª. ed. São Paulo: Pearson, 2012.

SHI, X. Doctoral Thesis of The University of British Columbia, Vancouver. **Defect Minimizing Control of Low Pressure Die Casting**, 2012. Disponível em: <https://open.library.ubc.ca/cIRcle/collections/ubctheses/24/items/1.0072882>. Acesso em: 19 Abril 2021.



SIGWORTH, G. K. GKS Engineering Services. **Hot Tearing of Metals**, 1996. Disponível em:

[https://www.researchgate.net/publication/236121260\\_Hot\\_Tearing\\_of\\_Metals](https://www.researchgate.net/publication/236121260_Hot_Tearing_of_Metals).

Acesso em: 10 Abril 2021.

SILVA, L. B.; CARVALHO, S. M. Estudo do comportamento mecânico em tração do cobre eletrolítico C11000 e do cobre cromo C18200 ensaiados em alta temperatura. **15º ENEMET**, Rio de Janeiro, p. p. 2933-2941, 2015. ISSN 1516-392X.

SILVA, V. M. R. D. Tese de mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto.. **Implementação de um sistema de controlo de produção do ferro fundido nodular, aplicando a análise térmica**, 2010. Disponível em: <https://repositorio-aberto.up.pt/bitstream/10216/60203/1/000143352.pdf>. Acesso em: 15 Abril 2021.

STEIN, T. **Tecnologia dos materiais**. [S.l.]: Grupo A, 2019. Disponível em: <https://app.minhabiblioteca.com.br/#/books/978859502235>. Acesso em: 08 Maio 2021.

SUN, Y. et al. Effect of Mg on the stress relaxation resistance of Cu–Cr alloys. **Materials Science & Engineering A**, Pequim, 799, 2021.

TEIXEIRA, R. M. M. Dissertação de Mestrado em Engenharia Industrial do Instituto Politécnico de Bragança, Bragança. **Estudo Numérico do Efeito dos Principais Parâmetros de Fundição na Formação de Rechupes em Peças Fundidas**, 2013. Disponível em: <https://bibliotecadigital.ipb.pt/handle/10198/9255>. Acesso em: 16 Abril 2021.

VALE, J. M. D. Tese de Doutorado - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas. **Correlação entre condições de solidificação, microestrutura a resistência mecânica.**, 1999. Disponível em: <http://repositorio.ufpa.br/jspui/handle/2011/9652>. Acesso em: 06 Dezembro 2020.

VERRAN, G. O. Relatório de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica.

Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre. **Estudo da alimentação de peças fundidas em ligas de alumínio**, 1986. Disponível em: <https://www.lume.ufrgs.br/handle/10183/31715>. Acesso em: 30 Abril 2021.

VILARINHO, C. et al. Influence of the chemical composition on the machinability of brasses. **Journal of Materials Processing Technology**, Guimarães, 7 Maio 2005. 441-447.

VLACK, V.; H., L. **Princípios de Ciência dos Materiais**. 13ª Reimpressão - 2000. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 1970.

WLODAWER, R. **Directional solidification of steel castings**. 1ª. ed. Nova Iorque: Oxford, 1966.

XIA, C. et al. High strength and high electrical conductivity Cu–Cr system alloys manufactured by hot rolling–quenching process and thermomechanical treatments. **Materials Science and Engineering A**, Changsha, 538, 2012. 295-301.

ZHAO, Z. et al. Effect of magnesium on microstructure and properties of Cu-Cr alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, Changsha, 752, 12 Abril 2018. 191-197.